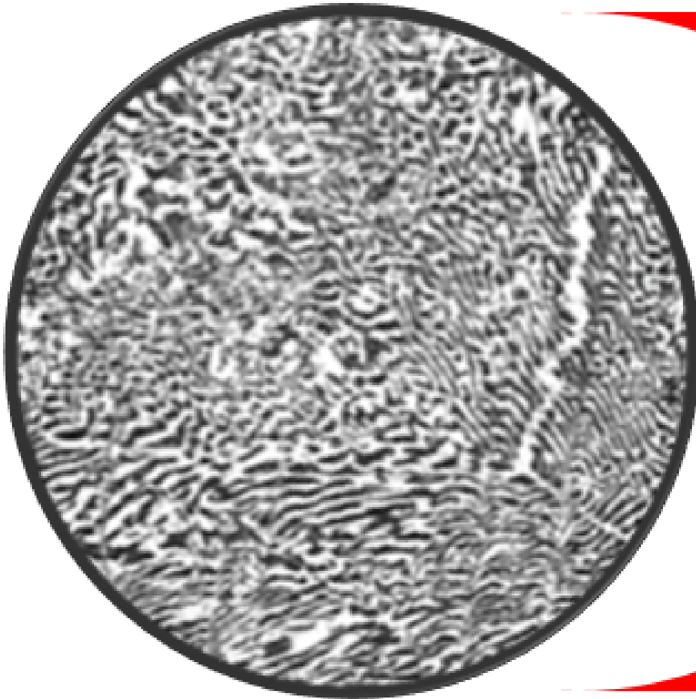


OSMANGAZİ ÜNİVERSİTESİ
MÜHENDİSLİK MİMARLIK FAKÜLTESİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ BÖLÜMÜ

FİZİKSEL METALURJİ VE ISIL İŞLEM

Yu. LAKHTIN

Çevirenler:
Doç. Dr. Orhan Şerif KOMAÇ
Doç. Dr. Zekeriya ALTAÇ



FİZİKSEL METALURJİ
VE ISIL İŞLEM
Osmangazi Üniversitesi,
Mühendislik Mimarlık Fakültesi
Ağustos 1994. Bademlik, Eskişehir.

Osmangazi Üniversitesi, Yönetim Kurulunun
18.06.1994 gün ve 27/11 sayılı kararlı ile
yazarın söz konusu kitabı kendi imkanları
ile basmasıiçin gerekli izin verilmiştir.

Basım:
Osmangazi Üniversitesi
Mühendislik Mimarlık Fakültesi
Koruma ve Yaşatma Derneği
Bademlik, Eskişehir.

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ

Fiziksel metalurji, metal ve alaşımların bileşim, yapı ve özellikleri arasındaki ilişkileri ve ayrıca ısıl, kimyasal, mekanik, elektromanyetik ve radyoaktivite gibi dış etkenlerin etkisiyle bu özelliklerinde meydana gelen değişiklikleri ve yasaları inceleyen bilim dalıdır.

Malzeme bütün mühendislik dallarının vazgeçilmez temel ögesidir. Bu nedenle mühendislik eğitimde bu konuya yeterince önem verilmesi şarttır. Ülkemizde bu konu ile ilgili Türkçe kaynak sıkıntısının çekildiği bir gerçektir. Hem kaynak sıkıntısını gidermek hem de uzun tecrübeler ve çalışmalar sonunda hazırlanmış eserleri dilimize kazandırmak gerektiği inancını taşımaktayız.

Yu. Lakhtin'in *Fiziksel Metalurji ve Isıl İşlem* adlı kitabı mühendislik eğitimi gören öğrencilere ve sanayi hizmeti veren mühendislere rehber teşkil edecek temel bir kitap niteliğinde olduğundan dolayı tarafımızdan türkçeye çevirilmiştir. Bu kitabın sadece ilk 11 Bölümünün çevirilmesi uygun görülmüştür. Çevirilmeyen diğer bölümleri yapı çelikleri, takım çelikleri, özel alaşımlı çelikler, refrakterler, titanyum ve alaşımları, aluminyum ve alaşımları gibi bölümler olup, bunlar yoğun bir şekilde SSCB standardları içermektedir. Bu standartlar dünyada kullanılan geçerli standartlara uymadığından ve mühendislerimize bir faydasının olmayacağı düşünüldüğü için çevirisi yapılmamıştır.

Bu kitabın hazırlanması sırasında diyagramların saatlerce sabırla çiziminde katkısı olan Teknik Ressam Azime SÜNTER'e ve katkılarından dolayı Kemal TAŞÇI'ya, ve ayrıca Teknik Redaksiyonunda yardımlarını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Abdullah ÖZSOY'a teşekkürü bir borç biliriz.

Bu kitabın basımını sağlayarak bilim hayatımıza kazandıran Metalurji Mühendisleri odasına ve reklam vererek basımı destekleyen firmalara da ayrıca teşekkür ederiz.

Ağustos 1994 **Eskişehir**

Bu kitap *Mir Pubishers*'in İngilizceye çevirilmiş ikinci baskısından (1983) tercüme edilmiştir.

Bölüm 1

METALLERİN KRİSTAL YAPISI

1.1 METALLERİN GENEL ÖZELLİKLERİ

Bilinen 106'dan fazla elementten 76 tanesi metaldir. Tablo 1.1'de verilen elementlerden, modern Mendelyev tablosunda (periyodik sistem), metal olmayan elementler periyodik tablonun sağ tarafında yer almakta ve metallerden dikey kalın çizgiler ile ayrılmaktadırlar. Si, Ge, As, Se ve Te gibi elementler, metal ve metal olmayan elementler arasında davranan geçiş elementleri olarak kabul edilir.

Katı ve belirli bir dereceye kadar sıvı halde bulunan metaller bazı tipik özelliklere sahiptir:

1. yüksek termal ve elektriksel iletkenlik,
2. elektriksel direncin pozitif sıcaklık katsayısı (saf metallerin elektriksel direnci sıcaklık ile artar; yaklaşık 30 kadar metal süper iletkenlik gösterir; bunların elektriksel direnci mutlak sıfırda aniden sıfıra düşer),
3. termiyonik yayınım (yani, ısıtıldığında elektron yayma özelliği) kapasitesi göstermeleri,
4. iyi ışık yansıtma özelliği (metaller opak olup belirli bir metalik görünüme sahip olmaları),
5. kolaylıkla plastik deformasyona uğramaları.

Bunlar *maddenin metalik durumu* olarak anılan karakteristik özelliklerdir.

Bütün metaller ve alaşımlar *kristal yapılıdır*. yani, atomlar (veya iyonlar) her üç yönde periyodik olarak düzenli bir şekilde tekrarlanan bir düzen içindedir. Metallerin bu özelliği, atomları rastgele düzenlenmiş olan amorf yapılardan ayırır.

Alışılmış yöntemler ile üretilen metaller, çok sayıda küçük kristallerden oluşan çok kristalli (poli-kristal) (10^{-1} ile 10^{-5} cm boyutunda) cisimlerdir. Bunlar birbirlerine göre farklı şekillerde yönlenmiştir. Bu kristaller, kristalleşme tarzı nedeniyle farklı şekillerde olabilirler ve *kristalitler* veya *taneler* olarak adlandırılırlar.

Metal atomlarının dış enerji seviyelerinde az sayıda elektronu vardır. Atom ile bu dış kabuk elektronları arasındaki bağ, *iş fonksiyonu* (iyonlaşma potansiyeli; yani yalıtılmış bir atomdan bir elektronu ayırmak için gerekli iş) ile karakterize edilir.

Metallerin iyonlaşma potansiyeli 4 ile 8 eV arasında değişirken, bu değer metal olmayan elementlerde bir tek iyonlaşma; yani, bir tek elektronun kopartılması, için 10 eV'u aşmaktadır. Geçiş elementlerin (Si, As, Se, vb) iyonlaşma potansiyeli 8 ile 10 eV arasında değişir. Bu veriler, metallerin dış kabuk elektronlarının çekirdeğe nisbeten daha zayıf bir şekilde bağlı olduğunu ve bu yüzden nisbeten serbest durumda olan bir elektron bulutu (elektron gazı) oluşturduğunu belirtir.

Metalik durum, atomlar birbirlerine yaklaştırıldıklarında bir atomlar kümesi şeklinde gözükür. Dış kabuk elektronları bağlarını koparıp atomların hepsine ortak olurlar (yani, paylaşılırlar) ve pozitif yüklü ve periyodik olarak düzenlenmiş iyonlar arasında serbestçe dolaşırlar.

Bir metalin kararlılığı (bir iyon-elektron sistemindeki gibi) pozitif yüklü iyonlar ile ortak elektronlar arasındaki elektriksel çekim ile saptanır. İyon iskeleti ve elektron bulutu arasındaki bu etkileşime *metalik bağ* denir. Metalik bağ kovalent ve iyonik bağların bir birleşimidir. Metallerde bağın mukavemeti, iyonlar ve elektronlar arasındaki çekme ve itme kuvvetleri ile saptanır ve bu kuvvetler belirli bir yönde tanımlanmamıştır. Atomlar (veya iyonlar) etkileşim enerjisinin minimum olması için bir birlerinden belirli bir uzaklıkta bulunurlar (Şekil 1.1a). Bu durum Şekil 1.1a'da gösterildiği gibi, denge uzaklığı R_0'a denktir.

Çekme ve itme kuvvetlerinin üstesinden gelmek, atomları (veya iyonları) R_0 uzaklığından daha yakına getirmek veya bu denge mesafesinden uzaklaştırmak için belirli bir iş yapmak gereklidir. Ayrıca atomlar, bir metalde, belirli bir düzende yerleşerek atomlar arasında minimum etkileşim enerjisine denk gelen düzenli bir kristal kafes oluşturur.

Atomların potansiyel enerjisinin değişimi Şekil 1.1b'de gösterilmektedir. Atomlar (veya iyonlar) minimum potansiyel enerjiye karşılık gelen yerleri işgal eder. Yüzey tabakasını oluşturan atomlar daha yüksek potansiyel enerjiye sahiptir.

Metalik durumun bir tipik özelliği atomlar arasındaki yüksek bağ enerjisidir. Bu enerjinin ölçüsü, yoğuşan bir sistemden dönüşüm için gerekli enerjinin toplamı olan yoğuşma ısısıdır; örneğin metalin katıdan buhar haline dönüşümünde atomlar artık iyonlaşma enerjisi ile bir arada tutulmamaktadır; çünkü bu durumda elektriksel olarak nötr durumdadırlar. Metallerin yoğuşma ısısı 20 ile 220 kcal/g-atom arasında değişir.

Yukarıda bahsedilen hususlar metallerin tipik özelliklerinin anlaşılmasına yardımcı olur. Metallerin yüksek elektrik iletkenliği, kafesin potansiyel alanında serbestçe hareket eden serbest elektronların varlığı ile açıklanır. Sıcaklık artırıldığında iyonların (veya atom-

Tablo 1.1: Periyodik tablo

MENDELYEV'İN PERİYODİK TABLOSU

1 H
2 He

Hacim merkezli kübik
Yüzey merkezli kübik
Hekzagonal sıkı paket
Rombohedral
Tetragonal
Diğer kübik kafesler

3 Li, 4 Be, 5 B, 6 C, 7 H, 8 O, 9 F, 10 Ne

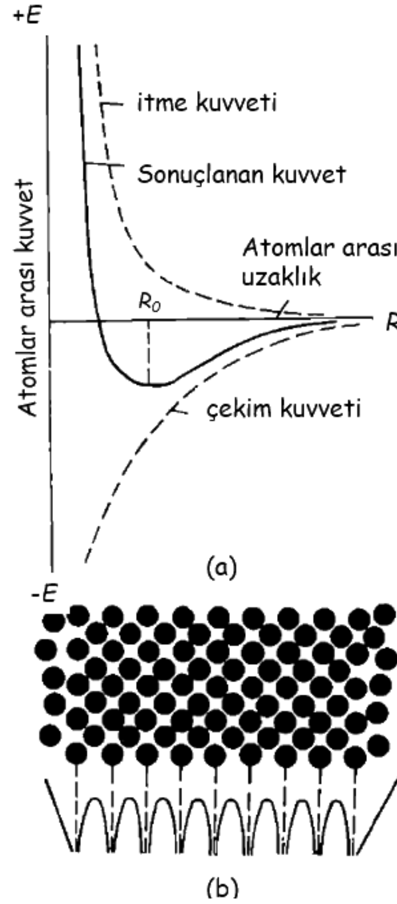
11 Na, 12 Mg, 13 Al, 14 Si, 15 P, 16 S, 17 Cl, 18 Ar

19 K, 20 Ca, 21 Sc, 22 Ti, 23 V, 24 Cr, 25 Mn, 26 Fe, 27 Co, 28 Ni, 29 Cu, 30 Zn, 31 Ga, 32 Ge, 33 As, 34 Se, 35 Br, 36 Kr

37 Rb, 38 Sr, 39 Y, 40 Zr, 41 Nb, 42 Mo, 43 Tc, 44 Ru, 45 Rh, 46 Pd, 47 Ag, 48 Cd, 49 In, 50 Sn, 51 Sb, 52 Te, 53 I, 54 Xe

55 Cs, 56 Ba, 57 La, 58 Ce... 71 Lu, 72 Hf, 73 Ta, 74 W, 75 Re, 76 Os, 77 Ir, 78 Pt, 79 Au, 80 Hg, 81 Tl, 82 Pb, 83 Bi, 84 Po, 85 At, 86 Rn

87 Fr, 88 Ra, 89 Ac, 90 Th, 91 Pa, 92 U, 93 Np, 94 Pu, 95 Am, 96 Cm, 97 Bk, 98 Cf, 99 Es, 100 Fm, 101 Md, 102 No, 103 Lw, 104 Ku



Şekil 1.1: (a) İki atom arasındaki etkileşim kuvvetleri ve (b) bir kristal kafes içindeki atomların potansiyel enerji değişimi.

ların) ısısal titreşimleri artar; boşluklar oluşur ve potansiyel alanın periyodik düzeni bozulur. Bu durum elektronların hareketini engelleyerek elektriksel direncin artmasına neden olur. İyonların (veya atomların) düşük sıcaklıklarda titreşim hareketi büyük ölçüde düşer ve elektriksel iletkenlik artar. Bazı metallerde elektron çifti oluşumunun bir sonucu olarak, özellikle düşük sıcaklıklarda (20 K altında) düzenli hareketleri olanların, elektriksel iletkenliği sonsuz olur. Bu olguya *süper iletkenlik* denir. Metallerin yüksek ısısal iletkenlikleri esasen serbest elektronların yüksek hareketlikleri sebebiyledir. Daha önemsiz olmasına rağmen, metal kütlesi içinde sıcaklığın çabucak dengelenmesinin bir sonucu olarak, iyonların hareketleri de (fonon bileşeni) sayılabilir.

Metallerin yüksek plastisiteleri (yani, şekillendirebilme özelliği) metalik bağın bir yön etkisinin olmaması ve atomik yapının periyodik olmasından kaynaklanmaktadır. Plastik deformasyon işleminde (şekil verme, haddeleme, vs) iyonlar arasındaki bağ bozulmaz. Kovalent veya iyonik bağlı kristaller (yani, yönsel bağlar) kırılgandır; çünkü bu bağlar deformasyon ile bozulur.

Bir atom içindeki elektronların enerji seviyeleri arasında paylaştırıldıkları bilinmektedir. Bu enerji seviyeleri artan bir düzendedir: $1s$, $2s$, $2p$, $3s$, $3p$, $4s$, $3d$, $4p$, $5s$, $4d$, $5p$, $6s$, $4f$, $5d$, $6p$, $7s$, $6d$ ve $5f$. Bu düzen, enerji seviyelerinin elektronlar ile doldurulma sırasını vermektedir. Bununla beraber 4, 5 ve 6.ncı periyoddaki metaller (Sc'den Ni'ye ve Y'den Pd, La dan Pt, vs), $3d$, $4d$ ve $5d$ ile $4f$ ve $5f$ seviyeleri $4s$, $5s$ ve $6s$ seviyeleri elektronlar ile doldurulduktan sonra, bu sırayla doldurulur. Bu metaller, d ve f seviyeleri tamamiyle doldurulmadığından dolayı, *geçiş metalleri* olarak bilinirler. Diğer metallerde d ve f seviyeleri tamamiyle doldurulur (veya düşük atom numaralı metallerde işgal edilmemiş d seviyeleri vardır).

Geçiş metalleri diğer metallerden özellikleri itibariyle farklılık gösterir. Tamamlanmamış d ve f iç elektron seviyeleri, geçiş metallerinin şu özelliklerini belirler: değişken valans, paramanyetiklik, bazı metallerin ferromanyetikliği (Fe, Ni, Co, Gd, Er, Tm ve Ho), yüksek yoğuşma ısısı ve bunun sonucunda yüksek ergime noktası.

Saf metaller[1] düşük mukavemetli olup, birçok durumda gerekli fiziko-kimyasal ve teknolojik özelliklere sahip değildir; ayrıca mühendislikte nadiren kullanılır. Kullanılan metallerin çoğu alaşımdır. Alaşımlar iki veya daha fazla metalin veya metallerin ve ametallerin beraber ergitme veya sinterlemesi[2] ile yapılır.

Faz ve *yapı* deyimleri; fiziksel metalurjide bileşenler ve dönüşümler ile uğraşırken, metal ve alaşımların özelliklerinde sık kullanılır. Bir denge durumundaki fazların tümüne *sistem* denir. Bir faz aynı bileşime sahip bir sistemin homojen kısımlarıdır ve aynı sistemin diğer kısımlarından bir arayüzey ile ayrılır. Örneğin bir homojen saf metal veya alaşımın tek bir fazı vardır. Bir sıvı alaşım (veya metal) kristalleri ile aynı anda varolduğu duruma *iki fazlı sistem* denir. Yapı; metal ve alaşımlarda bulunan fazların şekil, boyut veya bunların bir biri içindeki düzenini belirtir. Bir alaşımın yapısal elemanları, alaşımın karakteristik özelliği olan bir tek yapıya sahip bireysel kısımlarıdır.

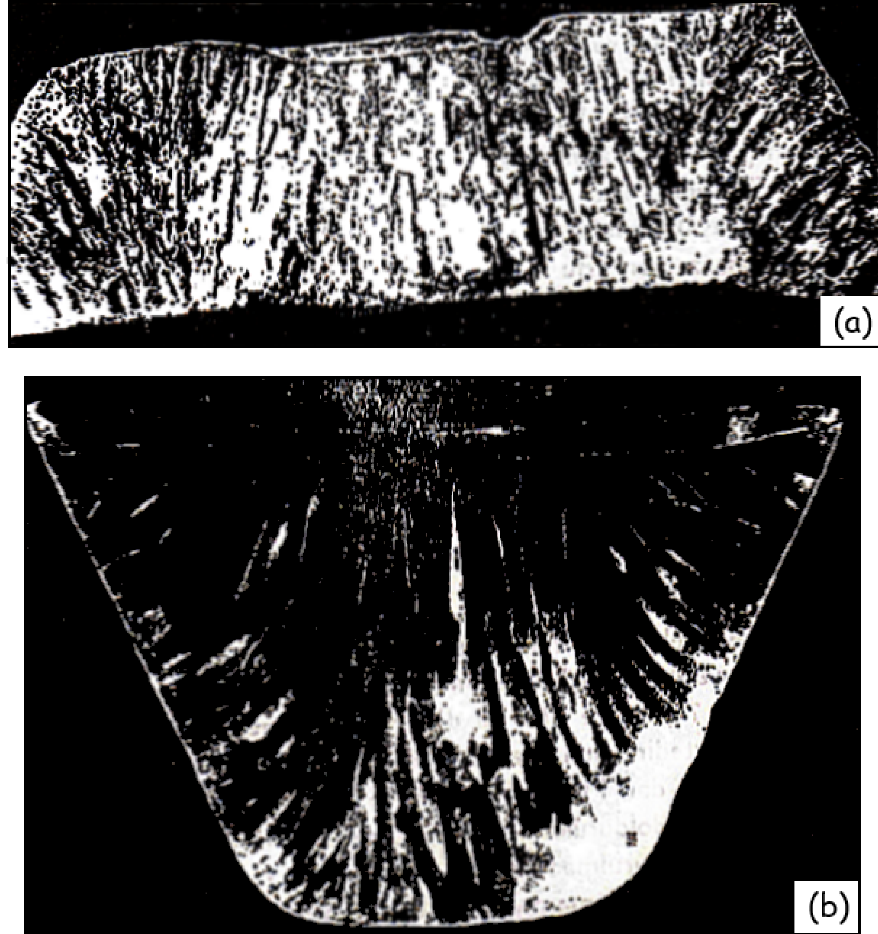
Makro yapı (bir metal veya alaşımın çıplak gözle veya düşük-güçlü büyütme $\times 30$ veya $\times 40$ ile gözlenebilen) ve mikro yapı (bir metal veya alaşımın güçlü bir büyütme ile gözlenebilen) şeklinde bir ayırım yapılır.

Makroyapı ya bir kırık ya da hazırlanmış bir makro kesitin incelenmesi ile gözlenebilir. Bir kırığın incelenmesi metallerin kristal yapısını ortaya çıkaran en basit yoldur. Amorf cisimlerden (cam, vs) farklı olarak, kristalli bir cisim taneli (granüler) bir kırığa sahiptir (Şekil 1.2a). Bir kırık, tane boyutu, ergitme ve dökümün şartları (döküm sıcaklığı, alaşımın soğuma hızı ve homojenliği, vs), uygulanan ısıl işlem ve bunun sonucunda metalin bazı özellikleri hakkında bilgi verir. Bu kırık, bir çeliğin kırılmaya eğiliminin saptanmasında da bir kriter olarak kullanılır.

---

[1] *Saf metal* olgusu kişiden kişiye göre değişir. Herhangi bir saf metal daha fazla veya az empürite içerir ve bir alaşım olarak kabul edilebilir. Bu bölümde ve daha sonra kullanılan saf metal teriminden %99.99 ile %99.999 oranında ana metal içeren alaşım anlaşılmalıdır. Diğer durumlarda ticari olarak üretilen saf metallere (%99.5-99.9) atıfta bulunulmaktadır. Bunlar çok az miktarda empüriteler içerir ve normal endüstriyel tekniklerle üretilirler.

[2] Bazı alaşımlar ergitilmeden, yani bileşenleri sıvı halde bir araya getirilmeden, bir metal tozu karışımı veya kimyasal bileşikleri katı durumda sinterleme ile üretilir.

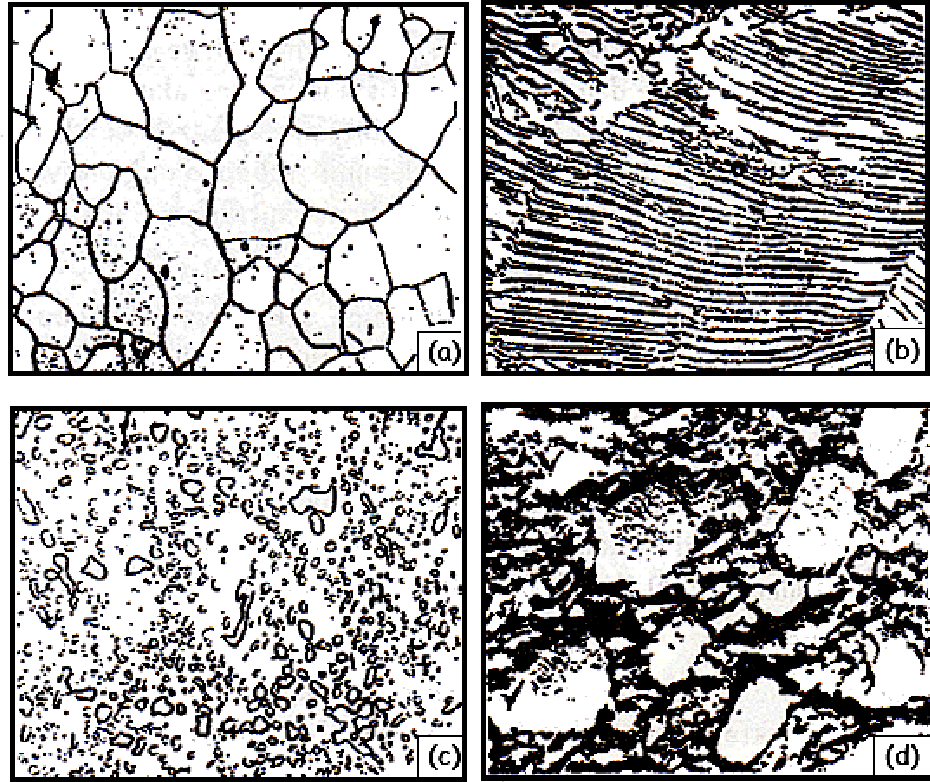


Şekil 1.2: Makro yapı (a) bir çinko ingot kırığı; (b) bir bakır ingotun makro yapısı.

Eğer makroyapı makro kesitler de incelenmek istenirse, numuneler büyük numuneler veya makine parçalarından kesilir ve daha sonra bir yüzeyi zımparalanır, parlatılır ve özel dağlayıcılar ile dağlanır.

Bir dökme demir makro kesitin incelenmesi, tanelerin şekil ve dağılımını (Şekil 1.2b), elle ve kapalı kalıpta dövme ile deforme olmuş kristallerin tane akım çizgilerinin yönünü, metalin sürekliliğini bozan hataları (porozitenin büyümesi, gaz boşlukları, üfleme boşlukları, çatlaklar vs), alaşımın kristalleşme işleminin sebep olduğu veya ısıl işlemden kaynaklanan veya kimyasal ısıl işlemde (karbürleştirme, nitrürleme, vs) oluşan kimyasal heterojenlikleri açığa çıkarabilir.

Mikroyapı (Şekil 1.3) fazların karşılıklı düzenini, şeklini ve boyutunu açığa çıkarır. Mikroyapı, analiz edilecek metalin mikro kesiti üzerinde incelenir. Bu kesit bir yüzü dikkatlice zımparalanmış, parlatılmış ve bir kimyasal madde ile dağlanmış küçük bir numunenin kesitidir.

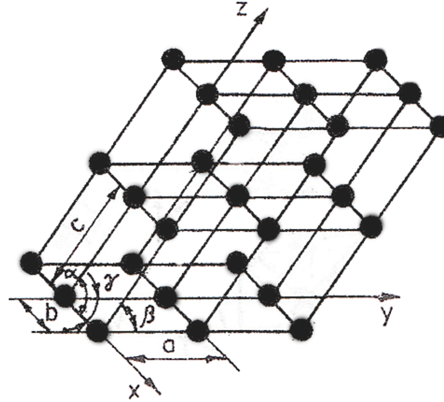


Şekil 1.3: Mikro yapı (a) saf demir; (b) %0.8 C içeren çelik (ferrit levhalar ve demir karbürler); (c) %1.0 C içeren çelik (taneli sementit arka planda ferrit) $\times 500$; (d) bir önceki durum fakat $\times 5000$.

Metallerin mikroyapısı bir optik veya elektron mikroskobu aracılığı ile gözlenir. Bir optik mikroskobun sağladığı faydalı büyütme $\times 1000$ veya $\times 1500$'ü geçmez. Bu büyütme ile gözlenecek yapıların 1500 ile 2000 Å'den daha büyük olması durumunda yapının detaylarını açığa çıkarır.

Elektron mikroskobu günümüzde metallerin yapısının incelenmesinde oldukça geniş bir şekilde kullanılmaktadır. Bu mikroskobun etkin büyütme gücü $\times 100,000$'e ulaşabilir. Son derece düşük dalgaboylu elektron hüzmesinin kullanımı, cismin (0.04 ile 0.12$\times 10^{-8}$ cm) 3 ile 5 Å boyutundaki detaylarının ayırd edilmesini sağlar.

Optik mikroskoptan büyüklükçe bir veya iki mertebe daha fazla ayırd etme gücü (resolution) sağlayan elektron mikroskobu, metallerin ince yapılarının (alt yapılarının) detaylı bir şekilde incelenmesini sağlar. Elektron mikroskobunun en belirgin başarılarından birisi, kristal yapıdaki hataların doğrudan gözlenebilmesidir. İkincil ışınımdan (gözlenmekte olan görüntünün çarpılması) kaçınmak için genellikle incelenen şey, metalin kendisinden ziyade, numuneden elde edilen ince bir cilalı film, kuvars veya daha çok replika denen karbondur. Böyle bir replika mikro kesit, dağlanan veya bir kırık yüzeyden elde edilir ve ana metalin bütün özelliklerini korur.



Şekil 1.4: Kristal kafes.

Son yıllarda ışın (hüzme) iletimi ile doğrudan gözlem metodundan genişçe ölçüde faydalanılmaktadır. Bu elektron mikroskobisi metodu ile metaller ve alaşımlar 10^2 Å kalınlığında elektron geçiren ve çok ince filmler şeklinde hazırlanmış büyük numunelerle doğrudan gözlenirler.

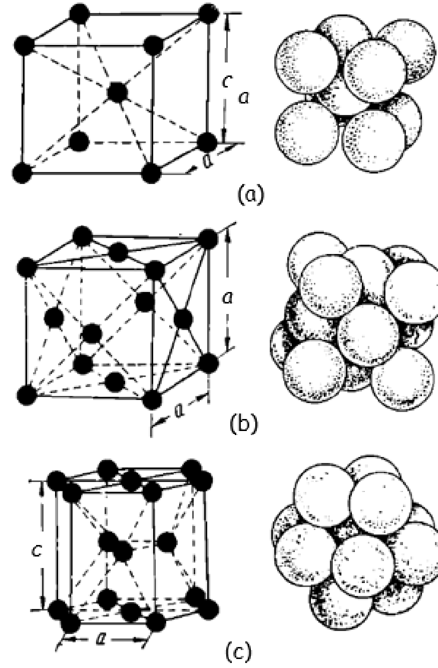
1.2 METALİN ATOMİK KRİSTAL YAPISI

Atomik kristal yapı ifadesinden atomların bir kristal içinde bulundukları yerler anlaşılır. Bir kristal, her üç koordinat yönünde periyodik olarak tekrarlanan belirli bir düzendeki atomlardan (veya iyonlardan) oluşur.

Kristallerin düzenek içinde uzun-mesafe ve kısa-mesafe atom düzenleri vardır. Kristal kafes deyimi maddelerin atomik kristal yapılarını tanımlamada kullanılır. Bir kristal kafes, metali oluşturan atomlar veya iyonların merkezinde kesişen üç boyutlu hayali şebeke hatlarıdır. Bir kristal kafes örneği Şekil 1.4'te gösterilmektedir. Koyu hatlar bu kafes veya kristali oluşturan en küçük dörtgen prizmasını belirtir ve her üç eksen boyunca devam eder. Kristalin hacmi boyunca metalin atomik yapısı hakkında bilgi veren minimum hacmine birim hücre[3] denir.

Kafesler, birim hücrenin kenar ve açıları arasındaki ilişkiye dayanan yedi kristal sistem ile sınıflandırılır. Birim hücrenin kenarları (dörtgen prizma) a, b ve c ve kenarlar ile yaptıkları açılarda α, β ve γ ile gösterilmektedir (Şekil 1.4). Yedi kristal sisteminin birim hücreleri (kafesleri) şu şekillere denk gelir: (1) triklinik $a \neq b \neq c$ ve $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90°$; (2) monoklinik $a \neq b \neq c$ ve $\alpha = \gamma = 90°$, $\beta \neq 90°$; (3) ortorombik $a \neq b \neq c$ ve $\alpha = \beta = \gamma = 90°$; (4) hekzagonal $a = b \neq c$ ve $\alpha = \beta = 90°$ ve $\gamma = 120°$;

[3]Atomik kristal yapısı kristalli bir cisimdeki atom düzlemleri tarafından yansıtılan son derece kısa dalga boylu X-ışınlarının difraksiyonu esasına dayanan X-ışını yapı analizi aracılığıyla incelenir. Son zamanlarda, X-ışılarına ilaveten elektronlar ve nötronlar da bu amaç için kullanılmaktadır. Bunlar da kristalin iyonları (veya atomları) etkileştiklerinde bir difraksiyon paterni oluşturur.



Şekil 1.5: Metallerin kristal kafesi ve atomların paketlenme düzenleri (a) hacim merkezli kübik; (b) yüzey merkezli kübik; (c) sıkı paket hekzagonal.

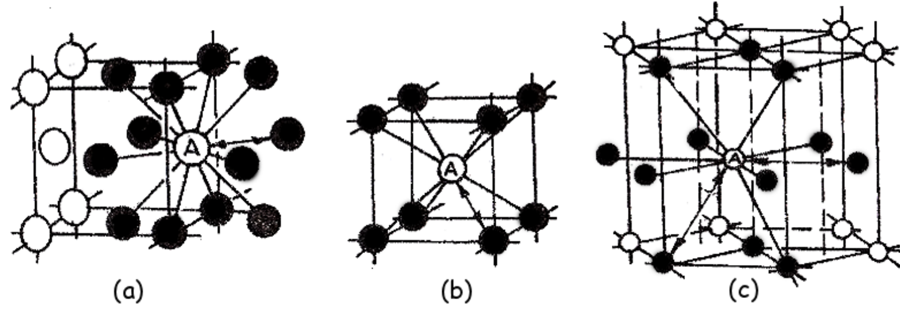
(5) rombohedral $a = b = c$ ve $\alpha = \beta = \gamma \neq 90°$; (6) tetragonal $a = b \neq c$ ve $\alpha = \beta = \gamma = 90°$ ve (7) kübik $a = b = c$ ve $\alpha = \beta = \gamma = 90°$.

Sadece bir tek atoma sahip bir birim hücreye basit kristal kafes denir. Eğer bir tek birim hücre birden fazla atoma sahip ise, bu kafese bileşik kafes denir. Bileşik kafesler iç içe geçirilmiş birden fazla basit kafesin kombinasyonu olarak da düşünülebilir.

Ticari öneme sahip metallerin çoğu hacim merkezli kübik (HMK), yüzey merkezli kübik (YMK) ve sıkı paket hekzagonal (SPH) gibi son derece simetrik kafeslerden oluşur. Şekil 1.5'te bu kristal kafesler ve atomların (veya iyonların) düzenini gösteren alışılagelmiş diyagramları verilerek, her bir yapı hakkında daha görsel bir fikir verilmektedir. Diyagramlarda atomlar bir birleriyle temas halinde olacak kadar büyük küreler şeklinde çizilmiştir. Bu gösterim maddenin sıkıştırılamaz bir hacmi olduğunu anlamına gelmez. Aslında atomların çekirdeği çok küçük olup nisbeten düşük yoğunluklu elektron kabukları ile çevrelenmiştir.

Şekil 1.5a'dan da görüldüğü gibi, hacim merkezli kübik kafesin atomları hücrenin köşe noktalarında ve bir tane de merkezinde yer almaktadır. Bu kafes tipi şu metallerde bulunur: Rb, K, Na, Li, Ti, β-Zr[4], β-Tl, Ta, W, V, α-Fe, Cr, Nb, Ba vs. Yüzey merkezli kübik kafesin her bir köşesinde ve yüzeylerinde bir atomu vardır (Şekil 1.5b). Bu kafes

[4]Yunan harfleri (α, β, ve γ) farklı sıcaklıklarda metallerin farklı kristal kafeslere karşılık geldiğini belirtir.



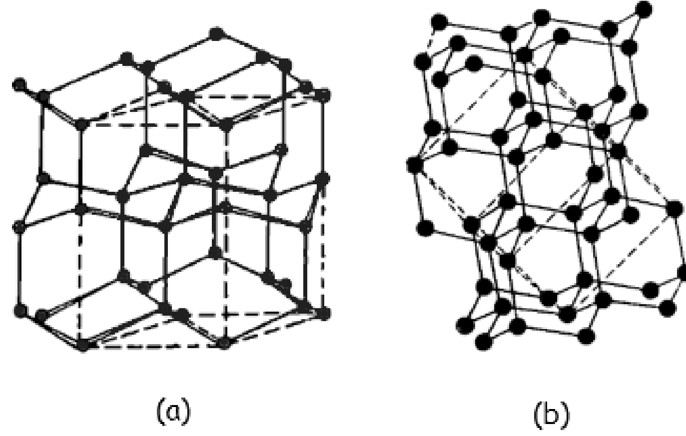
Şekil 1.6: Çeşitli kristal kafeslerinde, bir atomdan (A) eşit ve minimum uzaklıkta yerleşen atomların sayısını gösteren diyagramlar (a) C12; (b) C8; (c) H12 (S. S. Steinberg'ten alınmıştır).

türü tipik olarak şu metallerde bulunur: α-Sr, Th, Pb, Sc, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Rh, Ir, γ-Fe, Cu, β-Co, vs. Sıkı paket hekzagonal kafeste (Şekil 1.5c), hekzagonal prizmanın köşelerinde ve orta düzleminde üç adet atom yer almaktadır. Bu tür paketleme α-Hf, Mg, α-Ti, Cd, Re, Os, Ru, Zn, α-Co, Be, β-Ca, Y, α-La, α-Tl ve α-Zr metallerinde bulunur. Son olarak, β-Sn ve In gibi bazı metaller tetragonal kafese sahiptir.

Kristal kafesinin boyutları kafes sabitleri ile belirlenir. Bu sabitler birim hücreyi tanımlayan atom düzlemleri arasındaki en kısa mesafelerdir. Kafes sabitleri Angström (Å olarak gösterilir ve 1 Å$=10^{-8}$cm dir) veya kilo-X birimi olarak (1 kXU$=1.00202\times10^{-8}$ cm) ölçülür. Kafes sabitleri metallerde 1 ile 7 Å arasındadır. *Hacim merkezli kübik* kafesin bir birim hücresinde iki atomun olduğu görülebilir; merkezde bir tane ve bir atomun sekizde biri de köşelerdedir (her bir köşe atomu sekiz birim hücre tarafından paylaşılır; yani, atomun 1/8'i birim hücreye aittir ve 8 adet köşe olduğundan 8$\times$(1/8)=1 atom köşelerden temin edilir). *Yüzey merkezli kübik* kafesin her birim hücresinin dört atomu vardır. Bunlardan biri (aynı hacim merkezli kübik kafeste olduğu gibi) köşelerde yer alan atomlardan (8$\times$ 1/8=1) ve üç atomda iki birim hücre tarafından paylaşılan altı yüzeyden sağlanır. Böylece hücrede $(1/2\times6)+(1/8\times8)=4$ atom bulunur.

Bir sıkı paket hekzagonal kafesin birim hücresinin altı atomu vardır: $[3+(1/6\times12)+(1/2\times2)=6]$. Bir kristal kafesin paketlenmesi (yani, katı küreler ile uğraşıyor gibi kabul edilen atomlar tarafından işgal edilen hacim) (*bknz* Şekil 1.5) *koordinasyon numarası* ile karakterize edilebilir. *Bu kristal yapıdaki her atomun en yakın komşu atomu ile eşit aralıkta bulunan atomların sayısıdır.* Bu numaranın yükselmesiyle atomlar daha sıkı paketlenmiş olur.

Hacim merkezli kübik birim hücrede atomlar arasındaki en kısa mesafe $d=a\sqrt{3}/2$ dir. Herhangi bir atomun sekiz komşu atomu (Şekil 1.6b) bu mesafe içindedir; bu yüzden koordinasyon numarası 8'dir ve C8 şeklinde gösterilir. Atom paketleme faktörü (APF), atomlar tarafından işgal edilen hacmin birim hücrenin hacmine oranı olarak tanımlanır ve HMK kafes için APF %68'dir.



Şekil 1.7: Kristal kafesler (a) bizmut; (b) elmas.

Yüzey merkezli kübik kafesin koordinasyon numarası 12'dir (C12) ve her atom kendine komşu olan 12 atomdan $d = a\sqrt{2}/2$ mesafesi kadar uzaktadır (Şekil 1.6a). Bu durum, küreler şeklinde olan, en yakın olası paketlenmeye denk gelir.

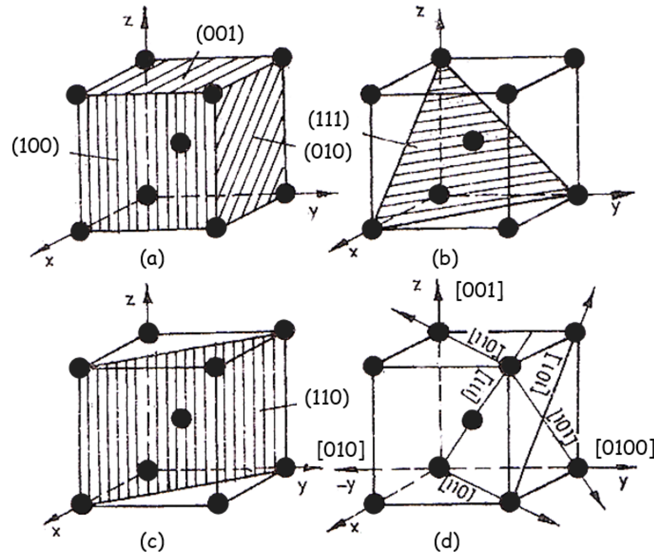
Bir sıkı paket hekzagonal kafesin (eksenel oranı $c/a = 1.633$ olan) koordinasyon numarası 12 (H12) dir ve bu da kürelerin (ya da atomların) en yakın (sıkı) paketleme durumuna karşılık gelir. Hekzagonal sistemde kristalleşen metallerin çoğunun eksenel oranı (c/a) 1.57 ile 1.64 arasında değişir; yani, en sıkı paketleme yapısından $(c/a = 1.633)$ bir miktar sapar. Eğer eksenel oran 1.633'ten büyük ölçüde saparsa (Zn ve Cd olduğu gibi), bu durumda koordinasyon numarası 6 olur.

Yüzey merkezli kübik kafesler ve $c/a = 1.633$ oranına sahip hekzagonal kafesler en sıkı kafes türleri olup APF'leri %74 tür. Eğer hekzagonal kafesin koordinasyon numarası 6'ya düşürülürse, APF yaklaşık %50 olur. Koordinasyon numarası 4 olan durum için APF yaklaşık olarak sadece %25 tir.

Periyodik sistemde metaller ve ametaller (bazen yarı metaller olarakta anılır) arasında yer alan elementler ile ametaller düşük koordinasyon numaralı durumlarda daha karmaşık kristal kafeslere sahip olurlar.

Yarı metal ve VII, VI, V ve kısmen IV (B alt gurubu) guruplarındaki ametallerin koordinasyon numarası $8-N$ kuralı ile saptanır; burada N elementin periyodik sistemde ait olduğu gurubun numarasıdır. Böylece, örneğin As, Sb ve Bi elementleri VB gurubuna ait ve bu kurala göre koordinasyon numarası da 3 tür.

Bizmutun kristal kafesi Şekil 1.7a'da gösterilmektedir. Bu kafes aynı zamanda As ve Sb'ninkine de uymaktadır. Atomlar sıralandığında her bir atomun en yakın eşit mesafede üç komşu atomu olduğu görülmektedir. Elmasın bir yapısı (Şekil 1.7b) aynı zamanda IV gurubuna ait Si, Ge ve α-Sn'ninkiyle aynıdır. $8-N$ kuralına göre elmas yapısındaki her atomun eşit uzaklıklarda dört adet komşu atomu vardır.



Şekil 1.8: Hacim merkezli kübik kafeste kristallografik düzlem ve yönlerin indisleri.

Kristal kafesteki atomların merkezleri arasındaki minimum uzaklığın yarısına *atomik yarıçap* denir. Atomik yarıçap koordinasyon numarasının düşmesiyle artar. Bu da atomlar arasındaki boşluğun artması anlamına gelir. Bu nedenle değişik metallerin atomik yarıçapları için genellikle C12'ye başvurulur.

ATOM DÜZLEMLERİNİN KRİSTALLOGRAFİK GÖSTERİMİ

Kristal kafeslerde düzlemlerin yerleri (atomlardan geçen düzlemler) genellikle üç tam sayı ile belirtilen Miller indisleri (h, k ve l) ile belirlenir. Düzlemin kesiştiği yerler, koordinat merkezinden geçen eksenleri kestiği yerlere olan uzaklıktır. Birim hücrenin kenarlarının uzunlukları eksenler boyunca uzunluk birimi olarak alınır.

Burada atom düzlemlerinin gösterimini (notasyon) veren bir örnek ele alalım. Bir kübün yüzeylerinin indislenmesi ile başlıyabiliriz. Bir kübün her yüzeyi (Şekil 1.8a) sadece bir ekseni kesmektedir; kesişme noktaları $(1, \infty, \infty)$, $(\infty, 1, \infty)$ ve $(\infty, \infty, 1)$'e eşittir[5]. Kesişme noktalarının tersi 1,0,0; 0,1,0 ve 0,0,1'e eşittir. Düzlemlerin Miller indisleri (hkl) genellikle parantez içinde verilir ve (100), (010) ve (001) gibi virgüller ile ayrılmaz.

Bir kübik kafesin yüzey düzlemlerine ek olarak (Şekil 1.8a) oktahedral düzlemleri (111) (Şekil 1.8c) ve rombik dodekahedral düzlemleri (110) (Şekil 1.8b) vardır.

Bu indislerin paralel olan bütün düzlemler gurubunu ifade ettiği, tek bir düzlemi ifade etmediği anlaşılmalıdır ve bazen { } parantezleri[6] içinde gösterilir.

[5]Bir eksene paralel bir düzlem eksenlerin hepsi ile kesişmez ve kesişme noktası, ∞, sonsuz derecede büyük olarak alınır.

[6]Bir kübün alt özdeş kristallografik düzlemler gurubu { } parantezi içindeki bir düzlem indisiyle

Yönün İndislenmesi: Bir kristal kafesteki atom düzlemlerinin düzenlemedeki yönün indislenmesini saptamak için koordinatların merkezinden geçen paralel düzlem yönündeki ailelerden seçmek gereklidir. Sonra birim hücrenin bir kenar uzunluğunu bir birim kabul ederek bu yöndeki herhangi bir noktanın koordinatları saptanır. Elde edilen koordinat değerleri en küçük üç tam sayının oranı olarak ifade edilir. Bu sayılar $[uvw]$ gibi parantez içinde gösterilir ve bu indisler verilen yönü ve paralel yönleri ifade ederler. Bu kübik kafesteki temel yönler Şekil 1.8d'de gösterilmektedir. Kafesin eksen indisleri x-ekseni için [100], y-ekseni için [010] ve z-ekseni için [001]'dir. Köşegen yönün indisleri [111] dir. Bir kübik kafeste $[uvw]$ yönünün indisi ona dik olan (hkl) düzleminin Miller indisine sayıca eşittir. Böylece x-ekseninin indisleri [100] ve ona dik olan düzlemlerin indisleri de (100)'dır.

Metallerin Anizotropi Özellikleri: Değişik düzlemlerde yer alan atom yoğunluklarının aynı olmadığı görülmektedir. Hacim merkezli kübik kafeste, örneğin (100) düzleminde, sadece bir atom $(1/4 \times 4)$ var iken aynı kafesin rombik dekahedral düzleminde (110) bir atom köşelerdeki atomlardan $(1/4 \times 4)$ ve biri de kübün geometrik merkezinde olmak üzere iki atomu vardır.

Yüzey merkezli kübik kafesin en sıkı paketli düzlemi oktahedral düzlemdir (111), bununla beraber hacim merkezli kübik kafeste bu düzlem (110)'dır. Değişik düzlem ve yönlerdeki atomların farklı yoğunlukları nedeniyle metal kristallerin çeşitli özellikleri (kimyasal, fiziksel ve mekanik) ölçüldükleri yöne bağlıdır. Bir tek kristalin değişik kristallografik yönlerdeki özelliklerinin bu dengesizliğine *anizotropi* denir. Bütün kristaller anizotropik cisimler olup, herhangi bir yönde aynı özelliklere sahip olan amorf katılardan (cam, plastik vs) farklılık gösterirler.

Mühendislik metalleri çok kristallidir; yani, çok sayıda anizotropik kristalden oluşur. Birçok durumda yukarıda bahsedildiği gibi, kristalitler istatistiksel olarak birbirlerine oranla düzensiz yönlenmeye sahiptir. Bu nedenle kristalitlerin özellikleri ortalama olarak bütün yönlerde aynıdır; yani, çok kristalli cisim *izotropik*'tir. Metalin bu görünür izotropi özelliği, eğer kristalitler belirli bir yönde daha çok yoğunlaşırsa, gözlenmez. Bu yönlenme veya yapı, soğuk işlem uygulanmasıyla bir dereceye kadar sağlanabilir; fakat tamamiyle başarılamaz.

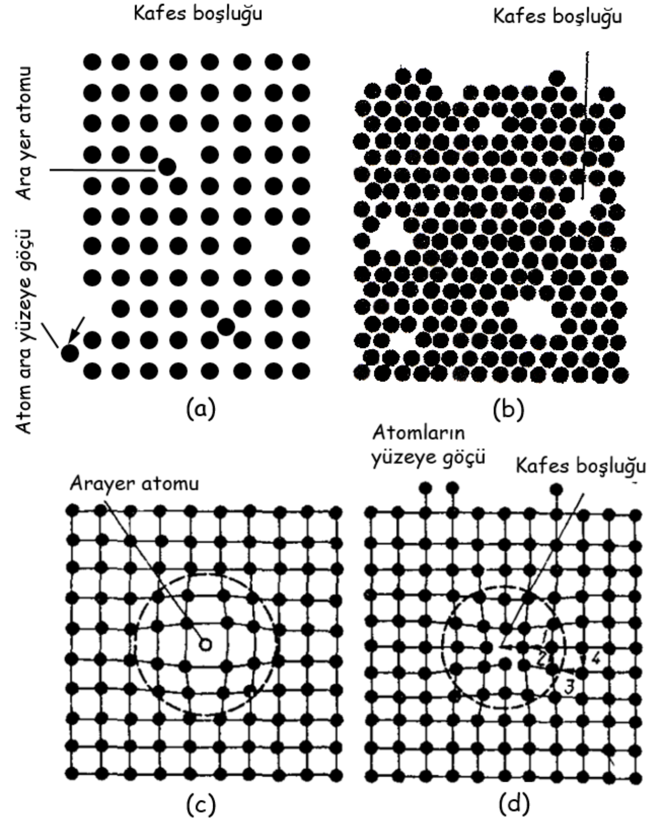
1.3 METALLERİN KRİSTAL KAFES HATALARI

Hatalar herhangi bir kristalin yapısında her zaman mevcuttur. Kristal yapıdaki hatalar geometrik özelliklerine göre sınıflandırılır: *nokta* (boyutsuz), *çizgi* (bir-boyutlu) ve *düzlem* (iki-boyutlu) *hatalardır*.

Nokta hataları (Şekil 1.9) her üç boyut boyunca küçüktür. Boyutları bir kaç atomik çapı aşmaz. Nokta hataları (1) *boşluklar* (Schottky hataları); yani, atomların bulunmadığı kafes noktaları (Şekil 1.9a, b ve c) ve (2) *arayer atomlarını* içerir.

---

belirtilir; örneğin $\{100\}$ vs gibi. Bir oktahedronun eşdeğer sekiz düzlem gurubu benzer şekilde $\{111\}$ ile gösterilmektedir.



Şekil 1.9: Bir kristal kafesteki nokta hataları.

Boşluklar, kafes noktalarındaki düzenli yerlerinden ayrılan atomların veya kristal yüzeyine sıçramaları veya bir kristal yüzeyinden tamamiyle buharlaşan bir atomun yerini işgal etmesi ya da daha seyrek olarak karşılaşılan bir durum da atomların bir arayer'e geçmesi şeklinde oluşur.

Bir kristal her zaman kristalin ısıtıldığı sıcaklığın ortalama karakteristik değerinin oldukça üstünde kinetik enerjiye sahip atomlar içerir. Bu atomlardan özellikle yüzeye yakın yerde olanlar kristalin yüzeyine yaklaşabilir. Bunların yerleri yüzeyden çok içerdeki başka atomlar, kafesteki yerlerini boşaltarak doldurur; yani, *ısısal (termal) boşluklar* oluşur.

Termal boşluk kaynakları, yani ısıtma işleminde oluşan boşluklar, serbest yüzeyler, tane sınırları, üfleme boşlukları ve çatlaklardır. Boşluk konsantrasyonu sıcaklık ile artar. Ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda boşluk oranı kristaldeki atomların toplam sayısının yüzde yüzüne ulaşabilir. Verilen herhangi bir sıcaklıkta termodinamik dengede olan bir kristalin boyuta göre dengeli bir dağılımı ve termal hataların da bir denge konsantrasyonu vardır. Herhangi bir sıcaklıkta sadece bir tek boşluk oluşmaz; aynı anda iki, üç ve hatta daha fazla boşluklar da oluşur (Şekil 1.9a). Çoğu boşluklar çift tiptedir (Şekil 1.9b). Bu boşluklar belirli bir sıcaklıktan su vermeyle oda sıcaklığında da ortamda kalabilir.

Boşluklar sadece ısıtma ile değil, aynı zamanda plastik deformasyon işlemi ve bir metali yüksek enerjili atom ve parçacıkların bombardımanı ile (siklotronda radyasyona maruz bırakma veya bir nükleer reaktörde nötron radyasyonunda tutma) oluşur.

Arayer Atomları (Frenkel Hataları): Bu hatalar bir atomun bir ara yere sıçraması ile (Şekil 1.9a) oluşur. Bu durum geriye, atomun işgal ettiği yerde bir boş yer veya boşluk bırakır.

Çoğu metallerin sıkı paketlenmiş kafeslerinde arayer atomları oluşturmak için gerekli enerji termal boşluklar oluşturmak için gerekli enerjiden bir kaç kez daha büyüktür. Bu nedenle metallerde arayer atomlarına nadiren rastlanır ve bu tür kristallerde termal boşluklar, esas nokta hatalarını oluşturmaktadır.

Kristal kafesin nokta hataları en saf metalde bile mevcut olan yabancı empürite atomlarının mevcudiyeti nedeniyle de oluşabilmektedir.

Nokta hataları kristal kafesin yerel olarak çarpılmasına sebep olur (Şekil 1.9c ve d). Bir boşluk civarındaki yer değiştirme olayı sadece iki komşu atom tabakalarında oluşur ve bu yer değiştirme miktarı atomlararası mesafenin sadece bir kesri kadardır. Sıkı paketli kafeslerde bir arayer atomunun civarındaki komşu atomların yer değiştirmesi, bir boşluğun etrafındaki yer değiştime olayından daha fazladır.

Schottky ve Frenkel nokta hataları metallerin bazı özelliklerini (elektrik iletkenliği, manyetik özellikler, vs) ve de metal ve alaşımda faz dönüşümlerini etkiler.

Çizgi Hataları: Çizgisel hatalar genellikle iki boyutta veya daha seyrek olarak üç boyutta rastlanır. Bunlara *dislokasyonlar* denir. Kenar dislokasyonlu bir kristal kafes, şematik olarak Şekil 1.10'da gösterilmektedir.

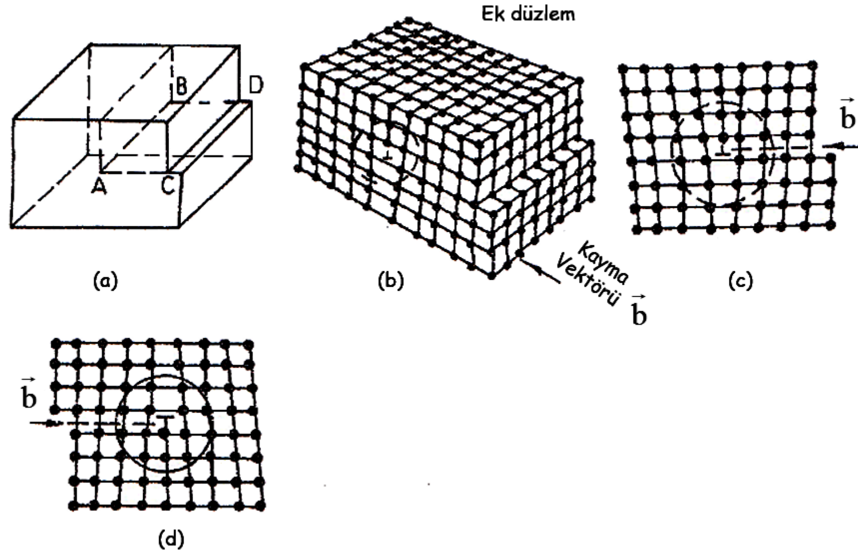
Bir kenar dislokasyonu (Şekil 1.10b ve c), kristal kafesin bir "ilave" atomik yarı düzlem veya çizim düzlemine dik bir düzlemin varlığı ile oluşan yerel bir çarpılmadır.

Kristalde dislokasyon oluşumu, en basit ve en kolay bir şekilde kayma ile açıklanır (Şekil 1.10a). Eğer kristalin üst kısmı alt kısmına oranla "bir" atomlararası mesafe kaydırılırsa, kayma düzleminin tamamından ziyade (ABCD kayma düzlemi durdurulursa) AB sınırı dislokasyon olur. Şekil 1.10'da bariz olduğu gibi, kenar dislokasyonun hattı kayma vektörüne diktir.

Ek AB düzleminin kenarı kenar dislokasyonunun hattıdır. Bu hattın uzunluğu atomlararası mesafenin binlerce katı kadar bir uzunlukta olabilir. Bu dislokasyon herhangi bir yönde doğru veya iç bükey olabilir. Kristalin atomları dislokasyon hattı üstünde birbirlerine daha yakın; dislokasyon hattının altında ise daha uzaktır (Şekil 1.10).

Bir dislokasyon, eğer kristalin üst kısmında ek düzlemi var ise, *pozitif*'tir denir ve $\perp$ sembolü ile gösterilir (Şekil 1.10c). Eğer ek düzlem kristalin alt kısmında ise *negatif*'tir denir ve $\top$ sembolü ile gösterilir (Şekil 1.10d). Kristalin ters çevrilmesiyle bir pozitif dislokasyon bir negatif dislokasyona çevrilebilir veya bunun tersi de söz konusu olabilir.

Kenar dislokasyonlarına ilaveten vida dislokasyonları da vardır. Şekil 1.11'de bir vida



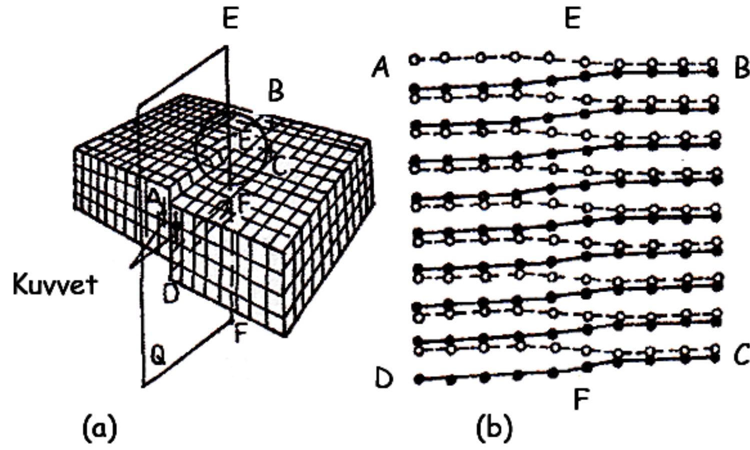
Şekil 1.10: Kenar dislokasyonları (a) kayma üreten bir kenar dislokasyonu; (b) bir kenar dislokasyonunun üç-boyutlu diyagramı; (c) ve (d) bir dislokasyondaki atomik düzenin diyagramları.

dislokasyonunun üç boyutlu modeli gösterilmektedir. EF doğrusu (Şekil 1.11a) atomik düzlemlerin etrafında bir helisel yüzeye bükülür. Atomik düzlemin üst kıvrımını takip ettiğimizde ikinci atomik düzlemin eklemlerini buluruz. Kristal, bir tek atomik düzlemin bir helisel yüzeyinin (Şekil 1.11b) saat yönünde kıvrılması olarak kabul edilebilir. Vida dislokasyonu bir kenar dislokasyonu gibi, kristal düzlemi Q'nun tamamlanmamış kayması ile oluşur. Bir kenar dislokasyonundan farklı olarak vida dislokasyonu ve kayma vektörü paraleldir.

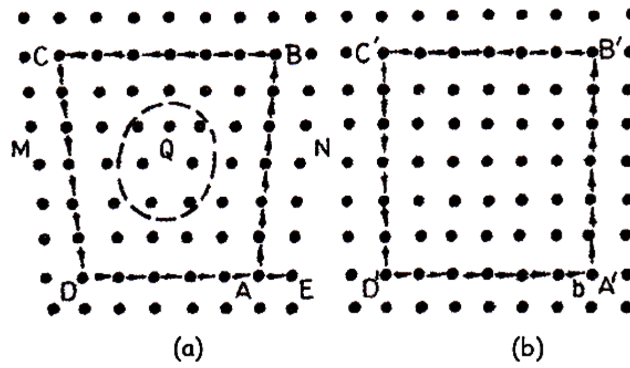
Eğer vida dislokasyonu saat yönünde bir hareket ile oluşursa, sağ-el kurallıdır denir, eğer saat yönünün tersi hareket söz konusu ise sol-el kurallıdır denir. Kafes, bir kaç atomik mesafe genişliğindeki bir bölgedeki bir dislokasyon civarında çarpılır. Kristal kafesin çarpılma enerjisi herhangi bir tipteki dislokasyonun en önemli karakteristiklerinden biridir. Çarpılmanın kriteri ise *Burgers vektörü* dür.

Bir kenar dislokasyonunun Burgers vektörünü saptamak için (Şekil 1.12), dislokasyon etrafında ABCDE konturu çizeriz. Kontur, A noktasından itibaren altı atomlararası mesafe kat edilerek, saat yönünün tersinden üniform olarak çizilir: AB, BC, CD ve DE. Sadece beş atomlararası mesafe içeren kontur DA kenarı ile kapatılır. Dislokasyon içermeyen bir kristalde bu kenar daha öncekiler gibi altı atomlararası mesafe içermelidir. Konturların uzunlukları arasındaki farka, yani AE'ye, Burgers vektörü denir. Konturlardaki bu fark, atomlararası mesafelerin bir büyüklüğüdür.

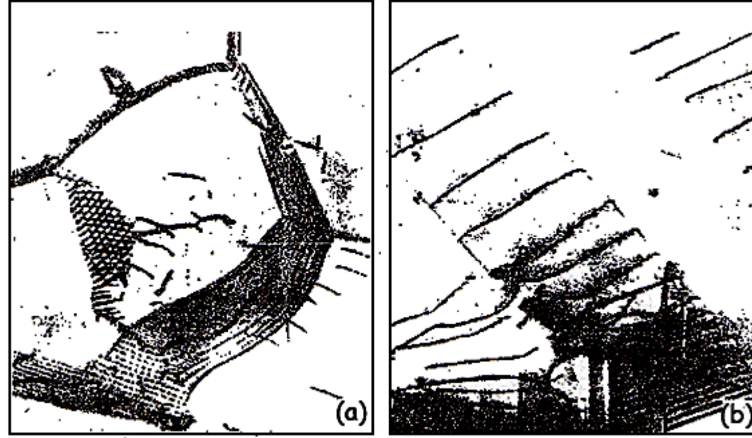
Burges vektörü, vida dislokasyonu içeren bir kristal için, yine aynı şekilde saptanır. Burgers vektörü kenar dislokasyonunda dislokasyon hattına diktir; vida dislokasyonunda



Şekil 1.11: Q düzleminde tamamlanmamış kayma nedeniyle EF vida dislokasyonunun oluşumunu gösteren üç-boyutlu model.



Şekil 1.12: Bir lineer dislokasyonun Burgers vektörünü saptamak için şema (a) bir gerçek kristaldeki bir düzlenin şeması; (b) bir mükemmel kristal kafesi.



Şekil 1.13: Dislokasyonlar, (a) niyobyumda; (b) paslanmaz çelikte $\times 33,000$.

ise paraleldir. Eğer Burgers vektörü birkaç dislokasyon içerirse, vektörün büyüklüğü her bir dislokasyon vektörlerinin geometrik toplamına denk gelir. Burgers vektörü bir dislokasyonu hareketi için gerekli kuvveti, etkileşim kuvvetlerini, dislokasyon enerjisini vs bulmak için kullanılabilir.

Dislokasyonlar metaller katılaşmasında (tane büyümesi ve mozaik bloklar) ve ayrıca plastik deformasyon işlemi ve faz dönüşümleri esnasında bir gurup boşluktan oluşur. Dislokasyonların bir önemli özelliği de yoğunluklarıdır. *Dislokasyon yoğunluğu*, kristalin V (cm^3) birim hacmindeki dislokasyonların toplam uzunluğu ℓ (cm) olarak tanımlanır. Böylece dislokasyon yoğunluğunun birimi cm^{-2}'dir. Bu durumda

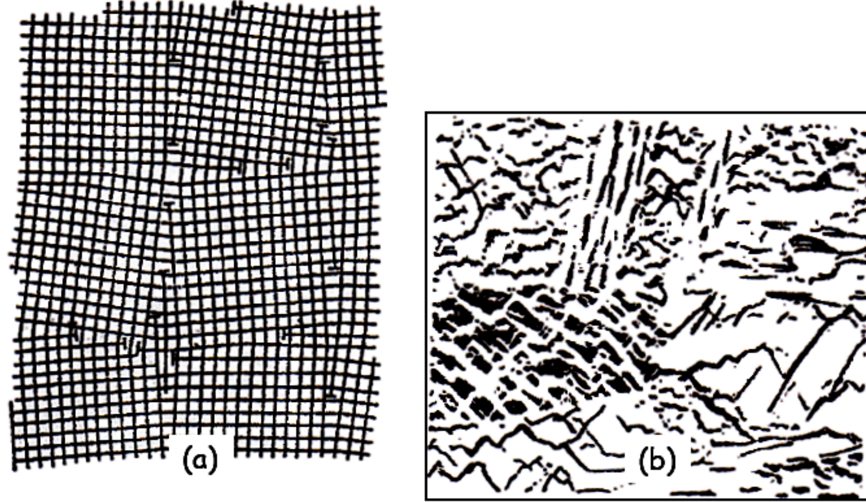
$$\rho = \frac{1}{V}\sum \ell \qquad \mathrm{cm}^{-2}$$

şeklinde yazılabilir.

Dislokasyon yoğunluğu deneysel olarak bir metalografik numunenin birim alanında kesişmiş olarak ortaya çıkan dislokasyonların sayılmasıyla saptanır. Numune dağlandığında dislokasyonların açığa çıktığını gösteren sığ çukurlar ve noktalar oluşur. Şekil 1.13'te mozaik blokların kenarlarında bulunan dislokasyonların dağlama ile elde edilmiş izlerini göstermektedir. Dislokasyon yoğunluğu, bu gibi noktaların sayılmasıyla bulunur.

Dislokasyon yoğunluğu, ayrıca bir elektron mikroskobunda, metalin ince filmlerinden bir hüzmenin geçirilmesiyle saptanabilir. Dislokasyonların en önemli özelliklerinden biri de dislokasyonların kendi bölgelerine yabancı atomları "çekme"leridir. Bu durum, atomların yapıdaki elastik çarpılmalarının bölgede etkilenmiş periyodikliğin düşürülmesiyle oluşur. Böylece dislokasyon bölgelerindeki empüriteler, yabancı atom "atmosferi" oluşturur.

Yüzey hataları bir boyutta çok küçüktür ve çok kristalli bir metalde mozaik bloklar arasında veya ayrık tanelerin ara yüzeylerinde oluşur. Metalin her tanesi veya alt tanesine *mozaik yapı* veya *altyapı* denir (Şekil 1.14). Bir metalin taneleri genellikle birbirlerine göre bir derecenin bir kesrinden bir kaç dereceye varan açılarla dağınık olarak yönlenmiştir.

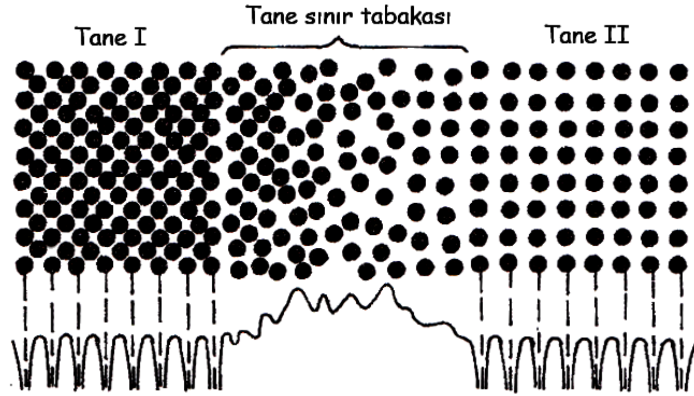


Şekil 1.14: Kristalin blok (mozaik) yapısı (a) şematik diyagram; (b) Fe-Ni alaşımında gerçek blok yapı $\times 50,000$.

Bloklar veya alt taneler birbirlerine göre bir kaç saniyeden bir kaç dakikaya kadar olan bir açı (düşük-açılı sınır) ile eğimlidir ve kristalitlerin boyutlarından (10^{-6} ile 10^{-4} cm) üç veya dört mertebe daha küçüktür. Nokta hataları ihmal edilirse, kafes boşluğu her bir bloğun sınırları içinde hemen hemen idealdir. Mozaik yapının incelenmesi blokların veya alt tanelerin boyutunun metalin özelliklerini etkilemesi nedeniyle çok önemlidir.

Bitişik kristalitler (taneler) arasındaki sınırda 5 ile 10 atomik mesafe genişliğinde olan bir geçiş bölgesi vardır. Burada belirli bir kristallografik yönlenmeye sahip bir kristal kafesi, farklı bir yönlenmeye sahip bir başka kristal kafese geçer. Bu nedenle atomlar bu sınırda tane içindeki düzenden daha az düzenli bir şekilde dizilir (Şekil 1.15). Mühendislik metallerinin tane sınırlarında bazı empüriteler birikerek atomların dizilimlerinde ilave düzensizlikler yaratır. Blokların sınırları, ve ayrıca tanelerin düşük-açılı sınırları, dislokasyonlardan oluşur (Şekil 1.14a).

Bir metalde dislokasyon yoğunluğu, blokların veya alt tanelerin düzensiz yönlenme açısıyla ve boyutlarındaki bir azalma ile artar. Bloğun uzantısı ve tane sınırları çok kristalli bir metalde son derece önemli olduğundan dislokasyon yoğunluğu çok fazladır (10^4 ile 10^{12} cm^{-2}). Tane sınırlarındaki atomlar daha yüksek potansiyel enerjiye sahiptir (Şekil 1.15). Böylesine yüksek enerjiye kristal yüzeyindeki atomlar da atomik etkileşim kuvvetlerinin dengesizliği nedeniyle sahiptir.



Şekil 1.15: Atomların taneler arasında ve taneler boyunca sınır tabakadaki atom düzenlerini ve potansiyel enerjisi değişimini açıklayan model.

1.4 DİFÜZYON

Metal ve alaşımlarda oluşan temel işlemlerin bir çoğu (kristalleşme, faz dönüşümleri, belirli şartlar altında deformasyon, yeniden kristalleşme, çeşitli bileşenlerle yüzey doyurma, vs) difüzyon içerir.

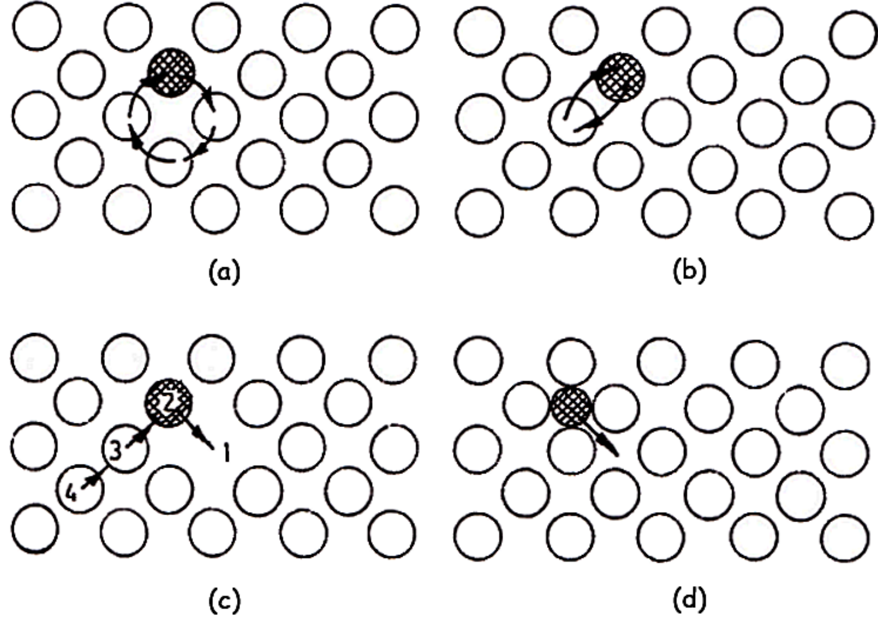
Difüzyon, verilen bir cisim için, bir kristalli cisimde ortalama atomlararası mesafeyi aşan mesafeler boyunca atomların yer değiştirmesidir. Eğer atomların yer değiştirmesi belirli bir hacimdeki konsantrasyonda bir değişiklik yaratmazsa, bu işleme *self-difüzyon* (kendi kendine difüzyon) denir.

Alaşım veya metallerde difüzyon artan empürite içeriği ile bir konsantrasyon değişimine neden olacak şekilde oluşursa, bu duruma *difüzyon* veya *hetero difüzyon* denir.

Kristallerde difüzyon işlemi her atomun aşağı yukarı rastgele hareketi olan bir atomik mekanizma esasına dayanır; yani, atomlar kafeste denge durumları arasında bir dizi sıçramalar yapar. Difüzyonun herhangi bir atomik teorisi difüzyon mekanizmasının göz önüne alınmasına başlanarak yapılmalıdır. Öncelikle şu soruyu cevaplamak gereklidir: Bir atom kendi konumundan bir başka yere nasıl hareket eder?

Difüzyon işleminin teorisini açıklamak için birkaç olası difüzyon mekanizması öne sürülmüştür: *devirli, değişimli, yeralan* ve *arayer*li (Şekil 1.16) mekanizmalar.

Devirli mekanizmaya göre bir difüzyon sıçraması, bir gurup atomun ortak yer değiştirmesidir (devirli rotasyon) (Şekil 1.16a). Bu tür rotasyon yüksek enerji gerektirmez; fakat oluşum olasılığı düşüktür. Değişim mekanizması (Şekil 1.16b) devirli mekanizmanın bir özel durumu olup bitişik atomların yerlerini değiştirmesini içerir. Yeralanlı mekanizmada, atom bir boşlukla yer değiştirir (Şekil 1.16c). Arayerli mekanizma ise atom en yakın arayerde denge durumuna geçer (Şekil 1.16d). Metallerde difüzyon çoğunlukla yer değiştime mekanizması şeklinde olur. Burada Şekil 1.16c'den de açıkça görüldüğü gibi



Şekil 1.16: Bir metalin kristal kafesinde atomların difüzif göç mekanizması (a) ve (b) değişimli (basit ve devirli); (c) yeralanlı; (d) arayerli.

2 nolu atom daha yüksek enerjili olup 1 nolu boşluğa geçer. Bu durum geriye, atomun önceki konumunda bir boşluk bırakır ve bu da 3 nolu atom tarafından işgal edilir ve bu işlem bu şekilde sürer gider.

Küçük atom yarıçaplı elementlerin (C, N ve H) metal içinde difüzyonu arayer mekanizmasına göre olur. Difüzyon oranı, birim zamanda birim arayüzey alanından geçen m maddesinin miktarı olarak tanımlanır. Difüze olan miktar m arayüzeyine dik yöndeki element konsantrasyonunun gradyantı dc/dx'e bağlıdır ve difüzyon katsayısı D ile orantılıdır:

$$m = -D\frac{dc}{dx}$$

burada dc konsantrasyon, dx seçilen yön boyunca uzunluktur.

Bu denkleme *birinci Fick kanunu* denir. Eksi işareti difüzyonun daha yoğun konsantrasyonlu hacimden daha az yoğun konsantrasyonlu hacime ilerlediğini belirtir. Eğer konsantrasyon gradyantı zamanla (τ) değişirse, difüzyon işlemi *ikinci Fick kanunu* ile tanımlanır:

$$\frac{dc}{d\tau} = D\frac{d^2c}{dx^2}$$

Bu kanunu türetirken difüzyon katsayısının konsantrasyondan bağımsız olduğu varsayılmıştır. Bu varsayım sadece kendi kendine difüzyon için gecerlidir. Bu nedenle bu denklem sadece belirli difüzyon sınır şartları için çözülür ve çözülmelidir.

Difüzyon katsayısı D (cm^2/s), yani bir birim madde konsantrasyonun birim zamanda (1 s) birim alandan (1 cm^2) difüze eden madde miktarıdır ve alaşımın doğası, tane boyutu ve özellikle de yüksek sıcaklığa bağlıdır. Difüzyon katsayısının sıcaklığa bağımlılığı eksponansiyel (üstel) kurala uyar.

$$D = D_0 e^{-Q/RT}$$

burada D_0 değeri kristal kafes tipi ile belirlenen bir katsayı, R gaz sabiti (1.987 cal/mol-K), T sıcaklık (K) ve Q aktivasyon enerjisi (kcal/g-atom) dir.

Difüzyon aktivasyon enerjisi Q, kristal kafesi içindeki atomların bağlanma enerjilerini belirtir. Q değerinin yükselmesiyle kafeste denge durumundaki bir atomun bir başka denge durumunda getirilmesi için gerekli enerji artar. Böyle bir sıçrama için gerekli ilave enerjiyi atomlar sürekli kinetik enerji değişimleri[7] nedeniyle komşu atomlardan temin ederler. Aktivasyon enerjisi eksponansiyel kısmın bir parçası olduğundan, bu enerjinin difüzyon katsayısı üzerinde belirgin bir etkisi vardır.

[7]Termal hareketin tipik özelliği enerjinin atomlar arasında dengesiz dağılmasıdır. Difüzyon, kristal yapının hatalarının (boşluklar, dislokasyonlar, vs) yoğun olduğu tane sınırları ve yüzeyler boyunca kolaylıkla ilerler. Bu nedenle tanelerin (veya blokların) sınırları boyunca aktivasyon enerjisi tane içinedekinden yaklaşık yüzde elli daha fazladır.

Bölüm 2

KATILAŞMA VE METAL İNGOT YAPISI

2.1 KATILAŞMADA BİRİNCİL KRİSTALLEŞME

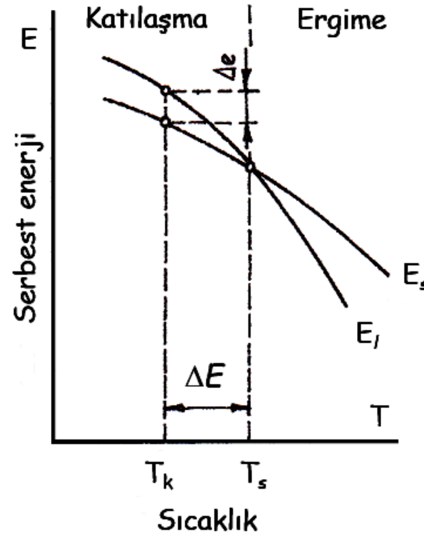
Metallerin sıvıdan katı hale dönüşümüne (kristal-hattı) katılaşma veya kristalleşme denir. Dönüşüm daha az serbest enerjili veya termodinamik potansiyelli[1] daha kararlı termodinamik dengeye dönüşümü şartı altında ilerler; yani, kristalin serbest enerjisi sıvı fazınkinden daha az olduğunda oluşur. Eğer dönüşümle birlikte küçük bir hacim değişimi meydana gelirse, $E = H - TS$ (burada H sistemin toplam enerjisi, T mutlak sıcaklık ve S entropidir) olur.

Sıvı ve katı hallerin serbest enerjisinin sıcaklığa göre değişimleri Şekil 2.1'de gösterilmektedir. T_s sıcaklığının üstünde daha az serbest enerjiye sahip olan sıvı metal daha kararlıdır; bu sıcaklığın altında ise katı metal daha kararlıdır. T_s sıcaklığında katı ve sıvı hallerin serbest enerjileri eşittir. Bu sıcaklık katılaşmanın (veya ergimenin), maddenin katı ve sıvı fazlarının aynı anda uzun bir süre bir arada bulunduğu, denge sıcaklığıdır. Katılaşma bu sıcaklıkta meydana gelmez. Katılaşma katı metalin sıvınınkine kıyasla sahip olduğu daha az serbest enerjisinin bir sonucu olarak oluşan serbest enerji farkının bulunduğu şartlarda oluşur.

Bu nedenle katılaşma işlemi, metalin sadece katılaşmanın denge sıcaklığı olan T_s'nin altına soğutulması ile başlar ve ilerler. Katılaşmanın verilen şartlar altında devam ettiği T_s ve T_k sıcaklıkları arasındaki farka *aşırı soğutma derecesi* denir: $\Delta T = T_s - T_k$ (Şekil 2.1).

Değişik soğutma hızlarında katılaştırılan saf metallerin *soğuma eğrileri* Şekil 2.2'de gösterilmektedir. Çok düşük soğuma hızlarında aşırı soğutma derecesi küçüktür ve katılaşma, denge sıcaklığına yakın bir noktada başlar (v_1 eğrisi). Katılaşma sıcaklığındaki

[1] Serbest enerji (termodinamik potansiyel) sıcaklıktaki değişimler üzerine tersinir olarak değişen toplam enerjinin bir parçası olarak tanımlanır. Sıcaklıktaki bir artış ile serbest enerji miktarı düşer.



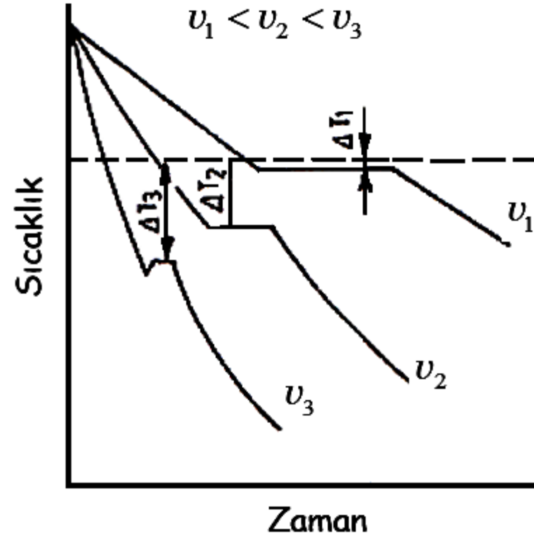
Şekil 2.1: Bir metalin sıvı (E_l) ve katı (E_s) halleri için serbest enerjisinin sıcaklıkla değişimi.

soğuma eğrilerinde yatay kısımlar (sıcaklık düşüşünde bir duraklamayı belirtir) katılaşma gizli ısısının (hatta soğumada esnasında ısı dağıldığı zaman bile) açığa çıkması sebebiyle oluşur.

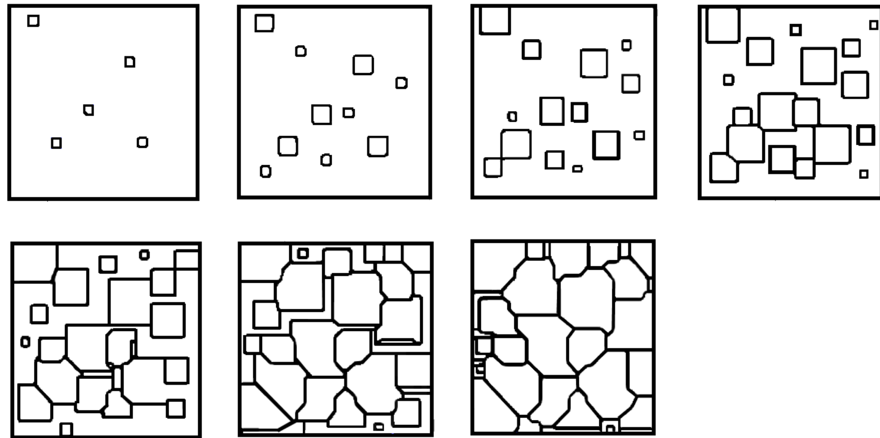
Aşırı soğuma derecesi soğuma hızıyla (v_2 ve v_3 eğrileri) artar ve katılaşma işlemi katılaşma denge sıcaklığı altındaki sıcaklıklarda başlar. Aşırı soğuma derecesi, metalin doğası ve saflığına bağlıdır. Sıvı metal saf oldukça aşırı soğuma eğilimi artar. Çok saf metallerin katılaştırılmasında aşırı soğuma derecesi ΔT oldukça büyük olabilir. Örneğin Sn'nin katılaştırılmasında $\Delta T = 118°$C, Sb'de ise 135°C değerine ulaşılmıştır. Bununla beraber, bir kural olarak belirtmek gerekirse, aşırı soğuma derecesi 10 ile 30°C'yi aşmaz.

Katılaşma işlemi, kristal çekirdeklerinin veya *kristalleşme merkezlerinin* oluşumuyla başlar ve büyümeye devam eder. Şematik olarak Şekil 2.3'te gösterildiği gibi, daha da büyümeye meyilli kararlı kristalli çekirdek, T_s sıcaklığının altına soğutulduğunda, bir sıvı alaşımın değişik bölgelerinde gözükür. Çekirdeklerin bu şekilde kristalleşmesine *kritik kristalleşme* denir (Şekil 2.3).

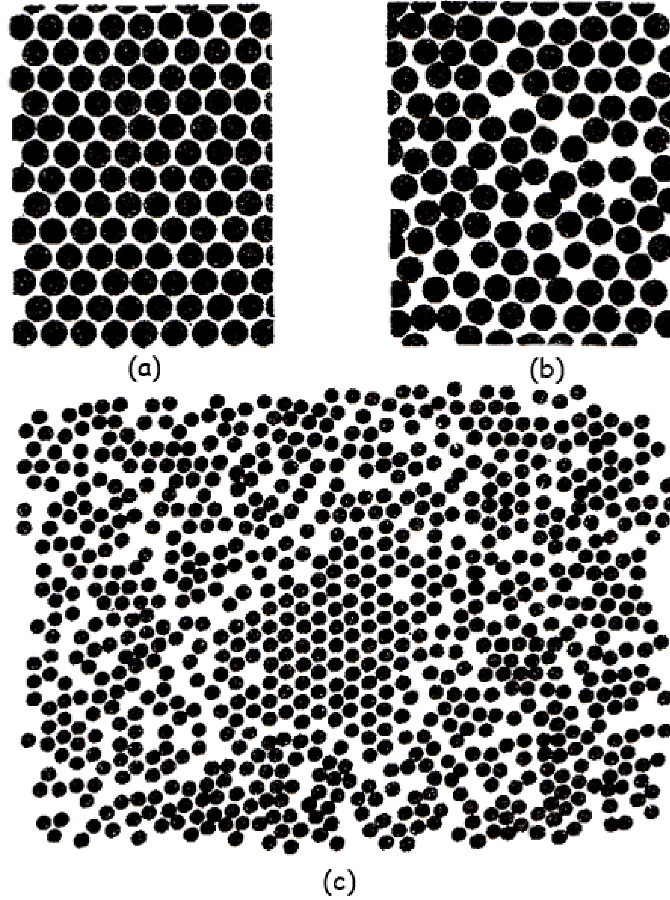
Kristaller serbestçe büyüdükleri sürece hemen hemen aynı geometrik şekilde olabileceklerdir. Fakat büyüyen kristaller bir birlerini engellemeye başlar başlamaz düzenli şekilleri bozulur. Çünkü kristal yüzeylerin daha da büyümesiyle kristaller birbirlerine değmeye başlar. Kristal, büyümesini sadece serbest sıvıya ulaşılabildiği yönlerde devam ettirir. Bu işlemin bir sonucu olarak başlangıçta düzenli geometrik şekillere sahip olan kristaller katılaşmadan sonra düzensiz şekiller halini alırlar. Bu nedenle *kristalit* veya *tanecik*ler olarak adlandırılırlar.



Şekil 2.2: Bir metalin katılaşması (kristalleşmesi) için soğuma eğrileri.



Şekil 2.3: Bir metalin katılaşmasının şematik gösterimi.

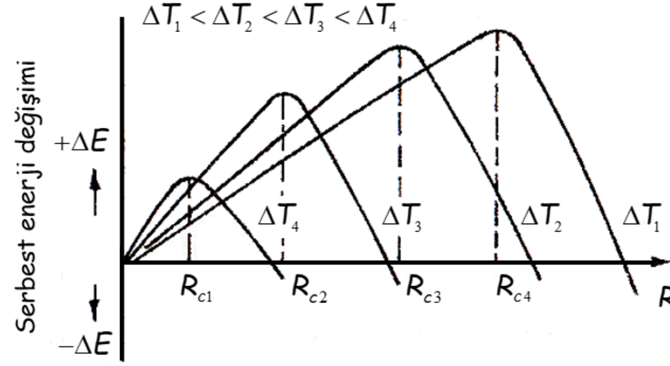


Şekil 2.4: Bir (a) kristal (b) sıvı ve (c) metalin fazlarının modelleri.

ÇEKİRDEKLEŞME MERKEZLERİNİN KENDİLİĞİNDEN OLUŞUMU

Katılaşma işlemi ile ilgili olaylar oldukça karmaşık ve geniştir. Özellikle işlemin başlangıç aşamalarını, ilk kristal veya kristalleşme merkezinin oluşumunu bilmek zordur. Bu merkezlerin oluşumunu açıklamak için başlangıç sıvı metal yapısını anlamak gereklidir. Kristal ve sıvı fazların modelleri Şekil 2.4'te şematik olarak gösterilmektedir. Atomlar bir sıvı metalde gaz durumunkinden farklı olarak bir kaotik düzende değildirler; fakat aynı zamanda bir katı kristalli cismin karakteristiği olan düzenli yapısını geniş alanlarda sabit atomlararası uzaklık ve açısal ilişkileri de yoktur (Şekil 2.4a).

Sıvı metalde sadece kısa-mesafeli düzen denilen durumlar gözlenir (Şekil 2.4b). Burada atomların düzenli dizilişleri sadece çok kısa mesafe aralıklarda korunur. Atomların geniş termal hareketleri nedeniyle kısa-mesafeli düzenler dinamik olarak kararsızdır. Atomlarının düzenli bir şekilde dizildiği mikro bölgeler gözlenebilir; bir süre bu düzenini koruduktan sonra düzenini kaybedip sıvının bir başka bölgesinde aynı düzene sahip olabilir, vs. Sıcaklıktaki bir düşüş ile kısa-mesafe düzen ve mikro bölgelerin boyutu artar.



Şekil 2.5: Bir metalin çekirdekleşmesi esnasındaki serbest enerjinin çekirdek boyutu ve değişik aşırı soğuma dereceleri ile değişimi.

Ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda, sıvı metal içinde, aynı kristal düzenindeki gibi paketlenmiş küçük atom gurupları oluşabilir. Bu guruplara dengesiz faz (veya heterofaz) değişimleri denir (Şekil 2.4c). Empüritesiz bir sıvı metalde en büyük heterofaz değişimleri çekirdeğe dönüştürülebilir (kristalleşme merkezleri).

Katılaşma işleminde gözüken çekirdekler, değişik boyutlarda olabilir. Çekirdeğin büyümesi sadece çekirdek belirli bir boyuta ulaşmış ise mümkündür ve daha da büyümesi serbest enerjisinde bir azalmaya yol açar. Katılaşma işleminde sistemin serbest enerjisi (*bknz* Şekil 2.1) bir taraftan belirli bir hacimdeki sıvı metalin katı faza dönüşümü nedeniyle $V\Delta e$ kadar azalırken, diğer taraftan serbest enerji $S\sigma$'ya eşit ilave yüzey enerjili bir ara yüzey oluşumuyla artar. Serbest enerjideki toplam değişim

$$\Delta E = -V\Delta e + S\sigma$$

ifadesinden bulunur. Burada $\Delta e = E_k - E_s$, yani, katı ve sıvı metalin serbest enerjileri arasındaki fark, V çekirdeğin hacmi, S kristallerin toplam yüzey alanı ve σ yüzey gerilimini ifade etmektedir.

Eğer çekirdeğin küresel bir şekli olduğu varsayılırsa, bu durumda ifade

$$\Delta E = -\frac{4}{3}\pi R^3 m\Delta e + 4\pi R^2 m\sigma$$

halinde yazılır. Burada R çekirdeğin yarıçapı ve m çekirdek sayısıdır. Denklemlerden de anlaşıldığı üzere, çekirdeğin çapı küçüldükçe yüzeyin hacime oranı büyür ve bu nedenle yüzey enerjisinin toplam enerji içindeki payı artar. Bir metalin kristalli çekirdekler oluşumundaki serbest enerji (ΔE) değişimleri Şekil 2.5'te çekirdek boyutunun ve aşırı soğuma derecesinin bir fonksiyonu olarak gösterilmektedir.

Kritik boyuttan (R_c) daha küçük boyutlu bir çekirdek oluşması üzerine, (R_{c1}, R_{c2}, R_{c3} ve R_{c4}), sistemin serbest enerjisi artar; çünkü yeni bir yüzeyin oluşumu nedeniyle serbest enerjideki artış, katı metal çekirdeğinin oluşumu nedeniyle enerjisinin düşüşünü aşar. Bu yüzden R_c boyutundan daha küçük bir çekirdek büyüyemez ve kısa bir süre

sonra sıvı metal içinde çözünür. Eğer çekirdek R_c'den daha büyük bir boyutta ortaya çıkarsa, boyutu arttıkça sistemin serbest enerjisi azaldığından dolayı kararlı olur ve büyüme kabiliyeti gösterir.

Belirtilen sıcaklık şartlarında büyümeye meyilli bir çekirdeğin minimum R_c boyutuna *kritik* veya *denge, çekirdek boyutu* denir. Bir çekirdeğin kritik boyutu

$$R_c = \frac{2\sigma}{\Delta e}$$

formülü[2] ile saptanır.

Bir kritik çekirdek oluşumu için gerekli enerji (iş) + ΔE_c, yüzey enerjisinin üçte birine eşittir: $\Delta E_c = S\sigma/3$. Bu yüzden atomların sıvıdan katı kristalli hale geçişinde, oluşum serbest enerjisindeki azalma bir kritik çekirdek oluşturmak için yetersizdir. Bu durumda şu soru karşımıza çıkar: Bir kritik çekirdeğin oluşumu için gerekli enerji nereden gelmektedir?

Çekirdeklerin oluşumu, enerjinin maddenin atomları arasındaki eşit olmayan bir şekilde dağılımından kaynaklanmaktadır. Verilen sıcaklıkta atomların çoğu belirli bir ortalama değere eşit bir enerjiye sahiptir. Maddenin çok küçük hacimlerinde her zaman ortalama değerden ya düşük ya da daha yüksek enerjiye sahip bir miktar atom vardır. Bu rastgele sapmalara *enerji salınımları* denir.

Kritik boyutlu bir çekirdeğin oluşumu için gerekli enerji, bu enerji salınımları pahasına elde edilir. *Büyümeye meyilli bir çekirdek, belirli bir sabit seviyenin altında olmayan, en az kritik boyut kadar, artan enerjiye sahip olan sıvı metal hacmindeki heterofaz salınımlarının (değişimlerinin) olduğu yerde oluşur.*

T_s sıcaklığına yakın bir sıcaklıktaki kritik çekirdek boyutu çok büyük olmalı ancak oluşma ihtimali düşüktür. Δe değeri aşırı soğuma derecesi ile artar; fakat yüzey gerilimi sadece fazlar arasındaki arayüzeyde hafifçe düşer. Bu nedenle aşırı soğumadaki bir artış ile (veya katılaşma sıcaklığındaki bir düşüş ile) kritik çekirdek boyutu düşer ve oluşumu için daha az iş gerekir. Bu yüzden aşırı soğumadaki bir artış ile küçük ve daha küçük çekirdeklerin büyümeye meyilli hale geldikleri durumda, çekirdek sayısında (kristalleşme merkezleri) veya çekirdekleşme hızında önemli bir artış olur.

Çekirdekleşme merkezlerinin büyümesi atomların aşırı soğumuş sıvıdan kristallere transferinin bir sonucu olarak oluşur. Kristaller tek-atom kalınlığındaki tabakalar halinde büyür. İki esas kristal büyüme prosesleri arasındaki farklılıklar şunlardır:

1. İki boyutlu bir çekirdeğin oluşumu (yani, tek-atom kalınlıklı çekirdek), sıvıda küçük bir kristalin düz yüzeyinde gözükür (Şekil 2.6a-3). Bu çekirdek en az kritik boyut mertebesinde olmalıdır. Daha küçük bir çekirdek, ilave bir arayüzey oluşumu sistemin enerjisinin artması nedeniyle kararsızdır.

2. İki boyutlu çekirdeğin büyümesi aşırı soğumuş sıvıdan gelen atomların ilavesi nedeniyledir. Bir düz yüzeyde iki boyutlu çekirdek oluştuktan sonra çekirdeğin

[2] Bu ifade çok büyük aşırı soğutma ΔT değerleri için geçerli değildir.

Şekil 2.6: Kristal büyüme diyagramları: (a) iki-boyutlu çekirdeğin oluşumuyla, (b) vida dislokasyonunun varlığıyla.

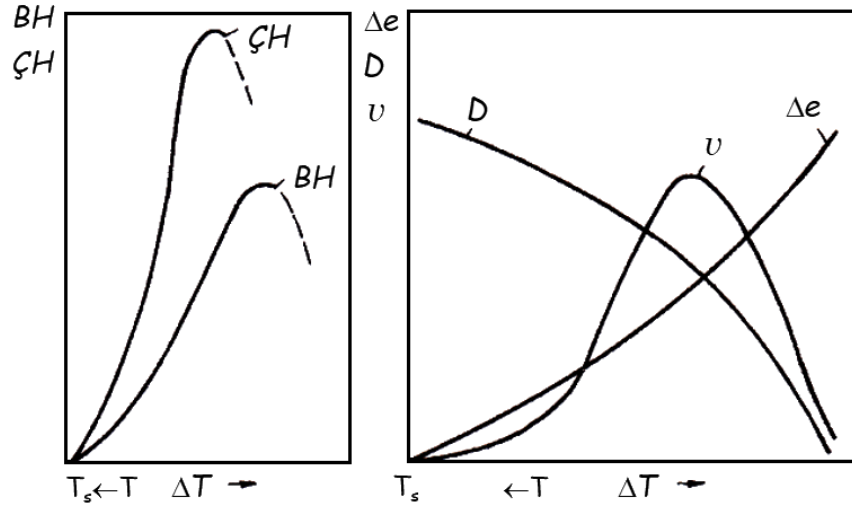
büyümesi daha kolaydır; çünkü bu yerler sıvıdan transfer edilen atomların güvenliği için uygun yerlerdir.

Şekil 2.6a'da 1 konumundaki atomların zayıfça bağlanması, kolaylıkla yüzey üzerinde kayması ve tekrar kopup ayrılabilmesi aşikardır. Bununla beraber atomların konum 2'ye girişi için üç bağ vardır ve güvenilirdir. Yüzeyin tümü bir atomlar tabakası ile kaplandığında, yukarıda açıklanan mekanizma ile, yeni bir çekirdek kritik boyutun oluşumu bir sonraki tabakanın benzer şekilde oluşumunu gerektirir. Bu yüzden kristallerin büyüme hızı iki boyutlu çekirdek oluşum olasılığına bağlıdır. Aşırı soğuma derecesi arttıkça iki boyutlu kritik çekirdek boyutu küçülür ve daha kolaylıkla oluşur.

Kristallerin büyümesi yüzeylerin pürüzlü düzlemler şeklinde olması durumunda önemli ölçüde hızlanır. Büyüyen kristallerin yüzleri her zaman yeni atomların sıvıdan transfer edilmesi ve kolaylıkla kendilerini güvenliğe ulaştıracak değişik olası hataları (basamak, porozite vs) içerir. Bu durumlarda kristal bir iki-boyutlu çekirdek oluşumuna gerek kalmadan büyüyebilir. Büyüyen kristallerde daima dislokasyonlar vardır. Bir vida dislokasyonu yüzeye ulaştığında oluşan basamak atomların sıvıdan kolaylıkla yapışabileceği bir yerdir (Şekil 2.6b). Vida dislokasyonları yüksekliği bir ile bir kaç bin atom olan, spiral şekilli kristal uzantısının yüzeyinde oluşumuna yol açar. Spiral şeklinde büyüme, deneysel olarak Mg, Cd, Ag ve diğer tek kristallerin incelenmesi esnasında gözlenmiştir.

Çekirdekleşme Hızı ve Kristal Büyümesi: Diğer şartların da aynı olmasıyla beraber katılaşma hızı ve katılaşmış metal yapısı, çekirdekleşme hızına ÇH (birim hacimde ve birim zamanda oluşan görünen kristalleşme merkezleri sayısıdır, yani 1/mm^3-s) ve çekirdeğin büyüme hızı BH; yani, birim zamanda lineer kristal büyüme hızına bağlıdır.

Çekirdekleşme hızı büyüdükçe ve çekirdeğin büyüme hızı arttıkça katılaşma işlemi daha da hızlanır. Dengedeki katılaşma sıcaklığında (T_s) kristalleşme hızı ve kristal büyüme hızı sıfırdır ve, bu yüzden, sıvı metal katılaşmaz (Şekil 2.7a). Bu hızlar aşırı soğuma derecesi ile artarak belirli bir derecede maksimuma ulaşır ve sonra düşer. Genellikle, aşırı soğuma derecesindeki bir artış, çekirdekleşme hızı ve bunun bir sonucu olarak çekirdek sayısının kristal büyüme hızından daha hızlı bir şekilde arttığı varsayılır.



Şekil 2.7: Aşırı soğuma derecesinin ΔT çekirdekleşme hızı (ÇH), kristal büyüme hızı (BH), sıvı ve katı durumlardaki serbest enerji farkı (Δe), difüzyon katsayısı D ve ortalama katılaşma hızı v üzerine etkisi.

Çekirdekleşme hızının ve kristal büyümenin aşırı soğuma üzerindeki bu bağımlılığı şu sebepten ötürüdür: aşırı soğuma derecesindeki bir artış üzerine sıvı ve katı metalin serbest enerjileri arasındaki fark Δe artar (Şekil 2.7b). Bu katılaşma hızını, yani çekirdekleşme ve kristal büyüme hızlarını, yükseltir. Bununla beraber, çekirdek oluşumu ve büyümesi sıvı metal içindeki atomların difüzif hareketini gerektirir.

Yüksek dereceli aşırı soğumada (düşük sıcaklıklar) çekirdeklerin oluşumu ve büyümeleri düşük difüzyon hızı (düşük difüzyon katsayısı, *bknz* Şekil 2.7b) nedeniyle engellenir. Sonuç olarak, çekirdekleşme hızı ve kristal büyümesi zorlanır. Çok düşük sıcaklıklarda difüzif hareketlilik o kadar düşüktür ki, katılaşmada kazanılan serbest enerji Δe çekirdeğin daha fazla büyümesi ve oluşumunu garanti altına alacak yeterlilikte değildir (ÇH=0 ve BH=0). Bu durumdaki katılaşma bir amorf hal ile sonuçlanır. Sadece çekirdekleşme hızının artan kısmı ve kristal büyümesi eğrileri (Şekil 2.7a) metaller için normal şartlarda[3] pratik öneme sahiptir. Bu şartlar altında metal, bu hızlarda (ÇH ve BH) bir düşüşe yol açan bir aşırı soğuma derecesine ulaşmadan önce katılaşır. ÇH ve BH da katılaşma hızını (v) saptar. ÇH gibi BH da ortalama izotermal katılaşma hızı v, önce aşırı soğuma ile artar bir maksimuma ulaşır ve sonra düşer (Şekil 2.7b).

Tane Boyutu: Çekirdeklenme hızı büyüdükçe ve kristal büyüme hızı düşükçe çekirdekten oluşan kristal (tane) daha küçük olacak ve metalin yapısı daha ufak olacaktır. Elde edilen tanelerin boyutu çekirdek sayısı (veya çekirdekleşme hızı) S=1.1(BH/ÇH)$^{3/4}$ formülü ile verilen kristal büyüme hızı ile ilişkilidir.

[3] Sıvı metal damlacıkların çok hızlı bir şekilde soğutulması üzerine özel fiziko-mekaniksel özelliklere sahip camsı bir hal alırlar.

Bir düşük aşırı soğuma derecesinde ΔT (düşük soğuma hızı) çekirdek sayısı düşükür. Bu şartlar altında daha iri tane elde edilir. Aşırı soğuma derecesindeki bir artış ile çekirdekleşme hızı artar ve katılaşan metalin tane boyutu düşer.

Bir metalin tane boyutu onun mekanik özelliklerini şiddetli bir şekilde etkiler. Bu özellikler, özellikle süneklik ve plastisite, küçük taneli metal için daha yüksektir. Tane boyutu aşırı soğuma derecesinin yanısıra başka faktörlere de bağlıdır. Bu faktörlerden bazıları, metalin ısıtıldığı ve döküldüğü sıcaklık, kimyasal bileşimi ve özellikle empüritelerin varlığıdır. Bu faktörlerin etkileri oldukça büyüktür.

HETEROJEN ÇEKİRDEKLEŞME

Bir sıvı metalde tanımlanan mekanizma ile çekirdekleşmenin kendiliğinden olduğu söylenir. Kendiliğinden çekirdekleşme; yani, çekirdek oluşumu faz ve enerji salınımları, esasına dayanıp bu proses sadece yüksek saflıktaki sıvı metallerde oluşabilir.

Ticari veya mühendislik metalleri her zaman değişik türde ve fazla miktarlarda empüriteler (oksitler, metal olmayan ilaveler, vs) içerir. Bu empüriteler, belirli şartlar altında, çekirdekleşmenin oluşumunu hazırlar. Bu şartlar şunlardır:

1. empürite baz (ana) metalden daha yüksek ergime sıcaklığına sahip olmalıdır,

2. çekirdek ile ilave edilen yabancı madde (inklüzyon) arasındaki arayüzeyin yüzey gerilimi (σ_1) sıvı metal ve oluşmakta olan çekirdeğin arasındaki arayüzeyin yüzey geriliminden (σ_2) daha düşük olmalıdır. σ_1'in σ_2'den daha küçük olabilmesi eğer empürite ve soğutulmakta olan metalin kristal kafesi aynı tipte ise (izomorfik olarak adlandırılan empüriteler) ve empürite ve katılaşan metalin kafes sabitleri yaklaşık olarak aynı olmaları durumunda (%9'u aşmayan bir fark ile) mümkün olduğu ortaya konmuştur.

Bu şartlara uyan empüriteler doğal aktiviteye sahiptir. Bir sıvıda asılı parçacık dağılımının doğal aktivitesi katı yüzeyler üzerinde çekirdekleşme yasalarıyla ilgilidir. Genel şekillerinde bu yasalar P.D. Dankov tarafından formüle edilmiştir: "Bir katı cisim yüzeyindeki dönüşümler o şekilde ilerler ki, katı fazın atomlarının konfigürasyonu, yeni katı fazda korunur (ya da hemen hemen korunur). Yeni fazın kristal kafesi aynı işlemle oluşur ve kristal sabitlerinin sadece az bir şekilde farklılık gösteren kristal düzlemlerinden dolayı eski fazın kristal kafesine aynı yolla yapışır." Bu yasaya *yapının ve boyutsal düzenin esası* denir.

Yapısal benzerlik gösteren yabancı parçacık ve çekirdek yüzeyi, kritik çekirdek boyutu ve oluşumu için gerekli işin azalmasına yol açar. Bundan dolayı çekirdek bu şartları sağlayan yabancı parçacıkların üstünde kolaylıkla oluşmaya ve sıvı kendiliğinden, çekirdekleşme olmadan, daha az aşırı soğutma ile katılaşmaya başlar.

Empüritelerin artırılmasıyla sıvı metalde kristalleşme merkezleri artırılır ve daha ince (ufak) taneler elde edilir. Bu çekirdekleşmeye *heterojen* çekirdekleşme denir. Katılaşma işlemi genellikle, aynı inklüzyon rolü oynayan, ingot kalıbı duvarlarında başlar. Eğer

izomorfik olmayan empüriteler verilen bir maddenin kristalleriyle daha önceden temasa getirilirse, yüzey tabakalarının yapısı değiştirilerek kristal yapısına kendini uydurur. Bu işleme *empüritelerin aktivasyonu* denir.

Sıvı metalde çözünen empüriteler de (asılı durumda olmayan) taneleri inceltebilir ve şekillerini değiştirebilir. Bu durumda empüriteler büyümekte olan kristallerin yüzeyine ince bir tabaka şeklinde katılaşması ile birikir. Bu durum yüzey enerjisinde bir düşüşe yol açar. Bu durumdaki empüritelere yüzey-aktiftir[4] denir. Eğer metal ergime sıcaklığının çok üstündeki bir sıcaklığa ısıtılırsa, katılaşmayla beraber iri taneler elde edilir. Bu durum, katılaşmada arayüzey rolü oynayabilecek empüritelerin çözeltisi ve aktif hale gelmemesi nedeniyle oluşur. Aşırı ısıtılmış metalin düşük sıcaklıklara soğutulması ve bu sıcaklıklarda tutulması, daha önce bahsedilen çözünmüş empüritelerin sıvı metalden ayrılmasına yol açar. Bu empüriteler tekrar aktif çekirdek olabilir ve daha ufak tanecik oluşumunu hazırlayabilir.

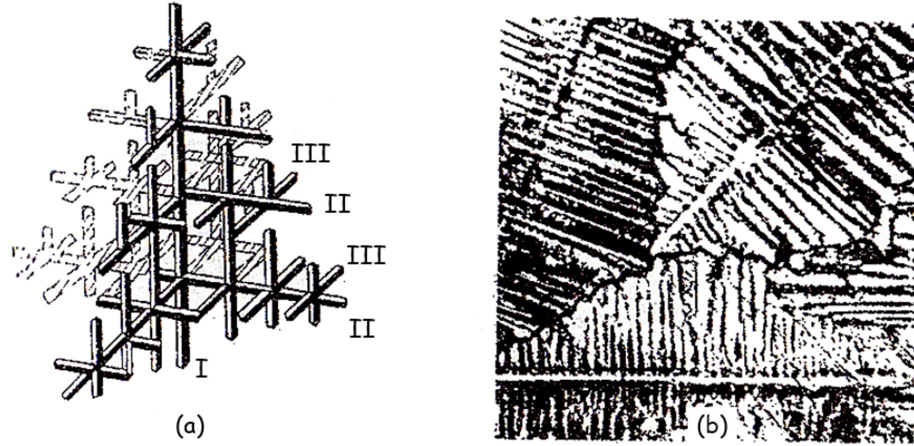
Aşılama, empüritelerin veya ilave karışımların kullanımı olup bunlara aşılayıcılar (inokülantlar) denir. Yukarıda açıklanan mekanizmaya göre ince taneler elde etmek için sıvı metale ilave edilirler. Bu aşılayıcılar pratik olarak metalin bileşimini değiştirmeyecek kadar az miktarlarda ilave edilir. Fakat ince tanelerin oluşumunu sağlayarak metalin mekanik özelliklerini iyileştirirler. Örneğin magnezyum alaşımlarının aşılanmasında tane boyutu 0.2–0.3 mm'den 0.01–0.02 mm'ye düşürülür. İngot ve döküm kalıpları üretiminde aşılama, çözeltide ilk olarak katılaşan, bir yüksek ergime sıcaklığına sahip bir bileşikten (karbürler, nitrürler veya oksitler) oluşan aşılayıcıların sıvıya ilavesiyle başarılır. Bu bileşikler katılaşmakta olan kristaller için çekirdek gibi hizmet ederler. Aluminyum alaşımları için Ti, V ve Zr; magnezyum alaşımları için manyezit, tebeşir, daha seyrek olarak grafit ve aluminyum ve kalsiyumun karbürleri; çelik için Al, V ve Ti aşılayıcılar olarak kullanılır. Bor, nikel ve demir esaslı bazı alaşımlar ve dökme demir için magnezyum, yüzey-aktif aşılayıcı olarak kullanılır.

2.2 METAL İNGOT YAPISI

Bir metalin katılaşması işleminde oluşan kristaller, soğuma hızı ve ergimiş metaldeki ilave karışımların (veya empüritelerin) türü ve miktarına bağlı olarak değişik şekillerde olabilir. Çoğu durumda dallanmış veya ağaca benzer kristaller, diğer bir deyişle dendritler, oluşur (Şekil 2.8). Kristaller oluşurken esasen en fazla atom paketleme yoğunluğuna sahip düzlemlere dik doğrultuda gelişirler. Bu durum öncelikle uzun dalların oluşumu ile sonuçlanır (Şekil 2.8a). Bunlara birinci dereceden eksenler (dendritin birincil ekseni I) denir. Birinci dereceden eksenler boyca uzarken, ikinci dereceden dallar (II) kenarlardan ortaya çıkmaya başlar ve yöne dik olarak büyür. Üçüncü dereceden eksenler (III) ikinci derece eksenlerden büyür ve işlem bu şekilde sürer gider. Sonuç olarak dedtritik kristaller oluşur.

Dendrit şekilli kristaller bazen metalin yüzeyi veya boru yüzeyi veya büzülme çu-

[4] Aktif olamayan empüritelerin bu etkisi yoktur.



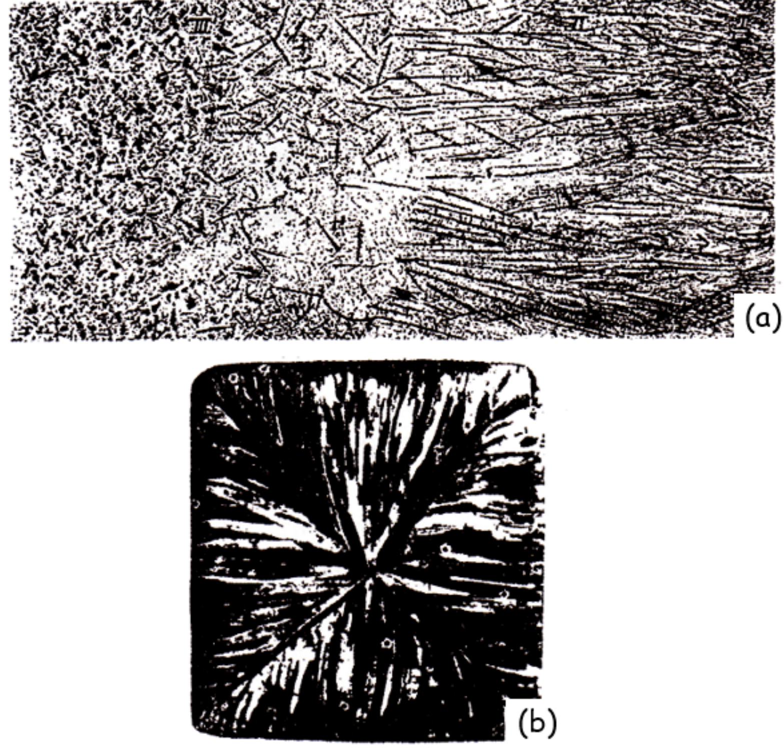
Şekil 2.8: Dendritli kristalleşme (a) bir dendritik kristal diyagramı; (b) bir kurşun ingotun yüzeyindeki dendritler $\times 200$.

kurunda doğrudan gözlenebilir (Şekil 2.8b). Bu yerler sıvı metal miktarının yetersiz olduğu yerlerdir. Dendritik yapı daha seyrek olarak sadece bazı kesitlerin özel olarak dağlanmasıyla ortaya çıkarılır; çünkü dendritin dalları arasındaki boşluklar tamamiyle doldurulmuştur ve sadece dendrit eklemleri tane sınırı şeklinde görünebilmektedir. Dendiritlerin düzenli şekilleri, işlemin ilerki aşamalarında parçacıkların iç içe büyümeleri ve çarpışmalar nedeniyle çarpılır. Dendritlerin dalları bir birlerinden son derece ince empürite tabakaları ile ayrılır. Bunlar, sıvı ve özellikle katı içinde çözünmemesi ve çok küçük boşlukların oluşumu, sıvının katı hale geçişi esnasında metalin büzülmesi nedeniyledir.

Oluşum mekanizmaları itibarıyla metal taneleri dendritik kristaller olup bir tek çekirdekten büyür ve tek yönlü bir kristal kafese sahiptir. Taneler, sıvı metalin soğuma hızına bağlı olarak, her yönde eş eksenli veya sütunsal büyüme gösteren şekillerde olabilir. Bir metal ingotta üç farklı bölge ayırd edilebilir (Şekil 2.9a). Sıvı metalin katılaşması en soğuk kalıp yüzeyinde başlar ve önce bu yüzeye bitişik aşırı soğutulmuş ince tabakada devam eder. Yüksek soğuma hızı nedeniyle buradaki kristallerin eş eksenli olduğu çok dar bir bölgenin (I) oluşumuna yol açar.

II. bölge hemen I. bölgeyi takip eder ve sütunsal şekilde büyümüş dendritik kristalitler vardır. Bu kristalitlerin büyümesi ısının ayrıldığı yöndedir; yani, ingot kalıbının duvarlarına diktir. Dendritlerin ardışık olarak büyümeleri, kalıp duvarlarından birinci derece dallarla sıvıya doğru başlar ve daha yüksek dereceden dalların yukarıda bahsedildiği gibi oluşumuyla devam eder.

Eğer metal büyük oranda aşırı ısıtılır, yüksek sıcaklıkta döküm yapılır ve hızlı bir şekilde soğutulursa, boyca uzama gösteren dendritik kristaller bütün ingot hacmini doldurabilir (Şekil 2.9a). Düşük boşaltma sıcaklığı ve yavaş soğumada dökümün iç kısımda kristal çekirdekleşmesi için uygun şartlar sağlanır. Bu durum dökümün en iç kısımlarında eş eksenli rastgele yönlenmiş dendritik kristallerden oluşan III. yapısal bölgenin oluşumuna yol açar (Şekil 2.9a). Bu kristalitlerin boyutu sıvı metalin aşırı ısıtma derecesi, soğuma

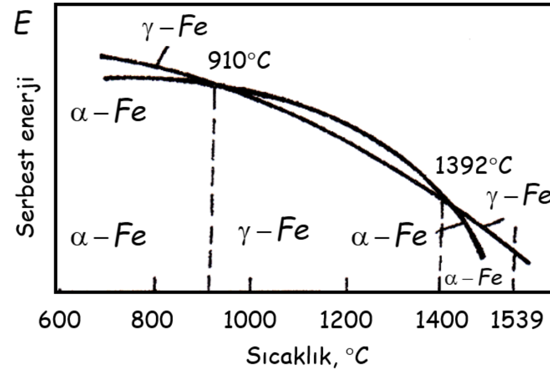


Şekil 2.9: İngot yapısı (a) bir çelik ingot yapısı; (b) bir bakır ingot yapısı (sütunsal yapı) $\times 5$.

hızı, empürite varlığı ve başka fakörlere bağlıdır. Metal içinde varolan yüksek ergime noktalı parçacıklar, eş eksenli kristalitlerden oluşan bölgenin gelişmesini hazırlar.

Sütunsal kristallerden oluşan bölge oldukça yoğundur; çünkü içinde pek az gaz boşluğu ve üfleme deliği vardır. Sütunsal kristalitlerin eklemlerinde özellikle farklı yüzeylerden büyüyenleri ve bunu takiben işlenmeleri halinde (şekil verme, haddeleme, çekme, vs) ingotun bu kısımlarında çatlaklar oluşabilir. Bu kristalleşme gelişimi, çelik dahil, metallerin düşük plastisiteleri nedeniyle arzu edilmez. Diğer taraftan daha yoğun bir ingot elde etmek için plastik metallerin (bakır ve alaşımları) ingotun tamamı boyunca sütunsal kristalitler bölgesini genişletmenin uygun olduğu görülmektedir. Bu tür alaşımların plastisiteleri müteakip mekanik işleme sırasında kırılma olasılığını ortadan kaldırır.

Sıvı metalin özgül hacmi katı metalinkinden daha büyüktür ve ingot boyunca aynı anda katılaşmaz. Bu yüzden ingotun en son katılaşan kısmında boşluk denen bir kavite oluşur. Katılaşmadan sonra burada mikro ve makro boşluklar (porozite) ve üfleme boşlukları oluşur.



Şekil 2.10: α-Fe ve γ-Fe için serbest enerjinin sıcaklık ile değişimi.

2.3 ALLOTROPİK (POLİMORFİK) DÖNÜŞÜMLER

Çoğu metal değişik sıcaklıklarda farklı kristal yapıda veya allotropi (veya polimorfi) adı verilen değişikliklerde varolurlar. Polimorfik dönüşümün bir sonucu olarak bir tip kristal kafese sahip olan kristalli cismin atomları bir başka kristal kafesi oluşturacak şekilde yeniden düzenlenir. Çoğu metal için kararlı polimorfik dönüşüm özellikle düşük sıcaklıklarda α (alfa) sembolünü takiben metalin kimyasal sembolünün yazılmasıyla gösterilir. β (beta) bir sonraki yüksek sıcaklık dönüşümünü γ (gama) daha yüksek sıcaklık dönüşümünü sembolize eder.

Polimorfik dönüşümleri bilinen metaller: α-Fe$\rightleftharpoons$ γ-Fe, α-Co$\rightleftharpoons$ β-Co, α-Ti $\rightleftharpoons$ β-Ti, α-Mn$\rightleftharpoons$ β-Mn $\rightleftharpoons$ γ-Mn, α-Sn$\rightleftharpoons$ β-Sn ve Ca, Li, Sr, Zr ve nadir toprak metalleridir. Polimorfik dönüşüm, bir metalin verilen bir sıcaklıkta daha az serbest enerjiye sahip kristal kafesteki bir farklılık oluştuğunda meydana gelir. Şekil 2.10'daki diyagramdan da görüldüğü gibi, γ-Fe (C12) 910°C ile 1392°C sıcaklık aralığında kararlıdır ve kristal yapısının serbest enerjisi α-Fe'den daha azdır. 910°C'ın altındaki ve 1392°C'ın üstündeki sıcaklıklarda α-Fe (C8) bu sıcaklıklarda γ-Fe'nin serbest enerjisinden daha az olduğu için kararlıdır.

Denge şartları altında saf metalin bir polimorfik dönüşümden bir diğerine geçişi sabit sıcaklıkta meydana gelir (kritik nokta) ve daima soğutma sırasında ısı üretilir veya ısıtma sırasında ısı yutulur.

Sıvı fazdan katılaşma esnasında polimorfik geçişin başlaması için denge sıcaklığına göre bir aşırı soğuma (veya aşırı ısıtma) gereklidir. Bu durum başlangıç dönüşümünün ve yeni oluşmakta olan dönüşümün serbest enerjilerinde bir farklılık sağlar. Sıvı metalden farklı olarak, katı metalde çok yüksek derecelerde aşırı soğutma mümkündür. Polimorfik dönüşüm mekanizması, bir kristalleşme işlemidir ve çekirdek oluşumu ile meydana gelir. Çekirdeklerin devamlı olarak büyümesi atomların önceki dönüşümden yenisine geçişin bir sonucudur. Dönüşüm, difüzif veya difüzif olmayan (martenzitik) bir şekilde olabilir. Yeni oluşumun çekirdeği genellikle başlangıç taneciklerinin tane sınırlarında veya daha yüksek

serbest enerjili bölgelerinde gözükür. Yeni oluşan kristaller önceki oluşum kristallerine göre düzenli bir şekilde dizilidir.

Polimorfik dönüşümün bir sonucu olarak oluşan yeni kristalli taneler şekil ve boyutça farklıdır. Bu nedenle bu tür dönüşümlere *yeniden kristalleşme* denir. Eğer metal polimorfik dönüşüm sıcaklığının (kritik nokta) biraz üzerinde bir sıcaklığına ısıtılırsa, çok ince tane yapıları elde edilir. Bundan sıvı durumdan katılaşma sırasında veya yüksek sıcaklıklara ön ısıtılmasında oluşan iri tane yapılarının inceltilmesinde faydalanılır.

Polimorfik dönüşüm alaşım ve saf metallerde oluşur. Polimorfik dönüşümler metal ve alaşımların bütün özelliklerinde (özgül hacim, özgül ısı, ısısal iletkenlik, elektrik iletkenliği, manyetik özellikler, mekanik ve kimyasal özellikler vs) aniden bir değişim meydana getirir.

Bölüm 3

PLASTİK DEFORMASYON VE MEKANİK ÖZELLİKLER

Mekanik özellikler, uygulanan dış kuvvetlere maruz kalan bir metalin (veya bir başka malzemenin) davranışını saptamada kullanılan karakteristikler olarak tanımlanır. Bir metalin mekanik özellikleri, metalin (veya alaşım) deformasyona karşı direnci olan mukavemet ve kırılmadan veya kopmadan sürekli deformasyona dayanma kabiliyeti (deformasyona sebep olan yükün ortadan kalkmasından sonra bile şeklini koruyabilmesi) olan plastikliktir.

Mekanik testler, mekanik özellikler için sayısal değerler verir; bunlar malzemenin fiziksel ve mekanik durumunda meydana gelen değişimlerin olduğu mukavemet veya deformasyon değerleridir.

3.1 GERİLİM TÜRLERİ

Deformasyon veya uzama, uygulanan kuvvetin etkisi ile cismin şekil ve boyutunda meydana gelen değişimdir. Deformasyon, cisme uygulanan bir dış kuvvetin etkisi veya cismin kendi içinde oluşan değişik fiziko mekaniksel işlemler (örneğin, bazı kristallerin faz dönüşümleri esnasında oluşan hacimsel değişim veya sıcaklık gradyantının bir sonucu olarak) ile oluşur.

Bir cisimde tek eksenli bir gerilime durumunda oluşan mukavemet σ'dır. $\sigma = F/A$ (kgf/mm^2). Belirli bir A alanına uygulanan F kuvveti genellikle alana dik olmayıp, alan ile belirli bir açı yapar. Böylece cisimde hem normal hem de kayma gerilimleri oluşur. Gerilimler çeşitli nedenlerle geliştirilebildikleri için dış yük gerilimleri ile iç yük gerilimleri arasında ayırım yapmak gereklidir. Dış yük gerilimleri, bir dış yükün uygulanmasıyla oluşur ve yükün kaldırılmasıyla gerilim ortadan kalkar. Diğer taraftan iç gerilimler bir dış yük olmaksızın cismin kendi sınırları içinde gelişen ve dengelenen gerilimlerdir.

İç gerilimlerin gelişimi esasen cismin hacmi içinde düzensiz bir şekilde dağılmış olan

deformasyon (mikro gerilimler de dahil) ile ilişkilidir. İç gerilimler metalin genellikle hızlı veya yavaş soğutulması sırasında metalin yüzeyinde veya iç tabakalarda düzensiz genleşmesi (veya büzülmesi) sırasında oluşur. Bunlara *termal gerilimler* denir. Gerilimler ayrıca metalin soğuması (katılaşması) sırasında düzensiz (heterojen) deformasyon, ısıl işlemde hacim içinde yapısal olarak düzensiz dönüşümlerin bir sonucu olarak, vs nedeniyle de gelişim gösterebilir. Bunlara da faz veya yapısal gerilimler denir.

I. sınıf gerilimler (veya bölgesel gerilimler) cismin tamamında kendi kendini dengeler ve bunlara makro gerilimler denir. Üretim esnasında maruz kaldıkları işlemlerin bir sonucu olarak ortaya çıkarlar. II. sınıf gerilimler, bir tek tanenin (kristalit) hacmi veya bir kaç mozaik blok içinde dengelenir ve buna da mikro gerilimler denir. Bu gerilimler, genellikle metal içindeki farklı kristalitler ve bloklar içindeki elastik gerilim durumlarının farklılıklarının sebep olduğu faz dönüşümleri ve deformasyon ile oluşur. Kristal kafes hacmi içindeki bölgesel III. sınıf gerilimler kafesin statik çarpılmalarıdır; yani, atomların kafes noktalarından angströmün bir kaç kesri kadar yer değiştirmesidir. Burada verilen bir kaç tür gerilim bir biriyle ilişkilidir. Örneğin III. sınıf mikro gerilimlerdeki bir artış, I. sınıf makro gerilimlerin gelişmesine yol açabilir.

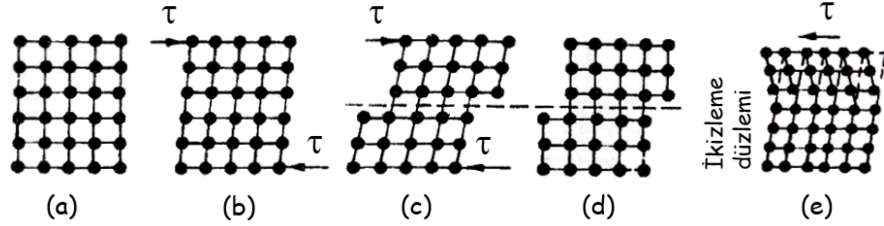
İç gerilimler, metalin özellikleri ve metalde meydana gelen dönüşümlerin üzerinde önemli etkileri vardır. I. sınıf gerilimleri ölçmek için değişik metotlar uygulanır. Bu metotlar; gerilimli cismin bir kısmının ayrılmasıyla ve sonra bu deformasyonun esası olan artık gerilimlerin işaretinin [1] ve büyüklüğünün hesaplanmasıyla ölçülür. II. ve III. sınıf gerilimler X-ışını teknikleri ile saptanır. II. sınıf gerilimlerin bir sonucu olarak tane veya blokların kafes sabitleri aynı değildir. Bu X-ışını paterninin hatlarının çakışmasını artırır. Kristal kafesin çarpılması (III. sınıf gerilimler) X-ışını paterninin çakışma hatlarının yoğunluğunu azaltır.

3.2 ELASTİK VE PLASTİK UZAMA

Elastik Uzama: Elastik uzama, bir dış kuvvetin kaldırılmasıyla cismin tamamen kendi özellikleri, yapısı ve şeklini geri kazanmasına sebep olan bir deformasyondur. Elastik uzama, metalin yapı ve özelliklerinde önemli sayılabilecek herhangi kalıcı bir değişime yol açmaz. Uygulanan kuvvet sadece nisbeten hafif şekilde ve tamamen tersinir olarak atomların yerdeğiştirmesi veya mozaik blokların dönmesine neden olur. Eğer bir tek kristal gerdirilirse, atomları arasındaki mesafe artar. Atomların denge konumlarından yer değiştirmesi durumunda çekim ve elektrostatik itme kuvvetlerinin dengesi bozulur. Bu yüzden yükün kaldırılması üzerine atomlar denge konumlarına çekme ve itme kuvvetleri vasıtasıyla geri dönerler ve kristal başlangıç şekil ve boyutunu geri kazanır.

Plastik Uzama: Kayma gerilimleri belirli bir değeri (elastik sınır) aştığında deformasyon kalıcı olur. Yük kaldırıldığında sadece deformasyonun elastik bileşeni yok edilebilir. De-

[1] Sadece I. sınıf gerilimlerin işareti vardır. Alışılagelmiş uygulamada, çekme gerilimlerini artı ve basma gerilimlerini de eksi işareti ile temsil edilir.



Şekil 3.1: Kayma durumundaki bir metalin elastik ve plastik uzaması, (a) başlangıç kristali; (b) elastik uzama; (c) elastik uzama artı elastik sınırın üstündeki bir yükte kayması ile oluşan plastik uzama; (d) kayma yükü kaldırılmış durum (sadece kalıcı uzama gözükür); (e) ikizlenme mekanizması.

formasyonun *plastik* veya *kalıcı deformasyonlar* olarak anılan kısımı kalıcıdır.

Kristallerde plastik deformasyon kayma ve ikizlenme ile oluşur. Bir kristalin kısımlarının birbirlerine göre *kayması* (yer değiştirme), gerilimlerin kayma düzlemi ve yönünüde belirli bir kritik değere (τ_{cr}) ulaşan kayma gerilimleri nedeniyle olur.

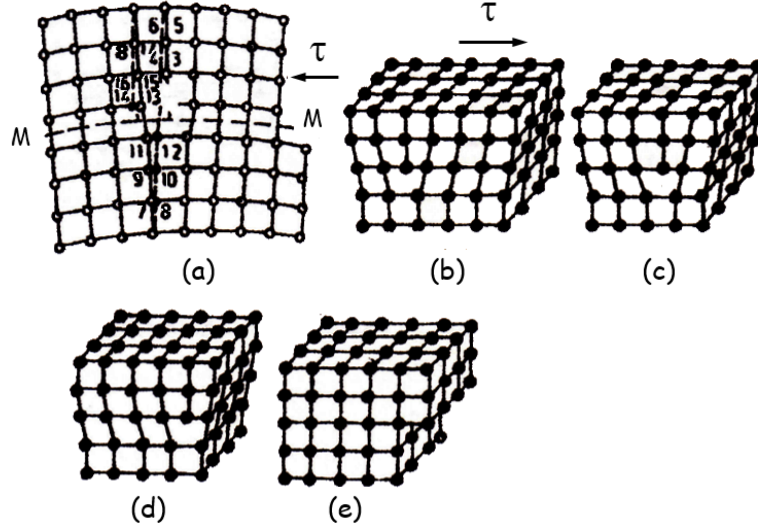
Kayma gerilimlerine maruz bir kübik kristal kafesli metalin plastik ve elastik uzaması şematik olarak Şekil 3.1'de gösterilmektedir. Bu diyagramlar kayma sonrasında bitişik düzlemlerdeki ataomların bir atomik mesafelerden yer değiştirmesi açıkça göstermektedir. Kayma, kristal kafeste atomik düzenlemenin en sıkı olduğu düzlem ve yönlerde olur. Burada kayma gerilimi (τ_{cr}) en düşük ve gerilim τ ise hissedilir büyüklüktedir. Bu durum bitişik atom düzlemleri arasındaki mesafenin minimum olması gerçeğinden kaynaklanmaktadır; yani, bu tür düzlemler arasındaki bağ en zayıf olandır.

Yüzey merkezli kübik kafese sahip olan metallerde (γ-Fe, Al, Cu gibi) kayma oktahedral düzlemlerde (111) ve küp yüzeylerinin köşegenleri yönünde [110] gerçekleşir. Hacim merkezli kübik kafeste (α-Fe, Mo, V, vs) kayma işlemi hemen hemen (110) düzlemi ve [111] yönü boyunca gerçekleşir (Şekil 1.8). Hekzagonal sıkı paket kafesli metallerde (Zn, Be, Mg, vs) kayma taban düzlemlerinde (0001) ve [2110] yönünde gerçekleşir.

Bir metalde kayma düzlemi ve yönü sayısı arttıkça, plastik uzama kapasitesi de artar. Kübik kristal kafese sahip metaller yüksek plastik uzama kapasitesine sahiptir; çünkü bu metallerde kayma birçok doğrultuda oluşabilir. Sıkı paket hekzagonal kristal kafesli metaller daha az plastik oldukları için kübik yapılı metallere nazaran haddeleme, dövme ve diğer işleme metotlarına daha az uygundurlar.

Kayma işlemi kristalin bir kısmının bir diğerine göre aynı anda yer değiştirmesi şeklinde düşünülmemelidir. Bu tür rijit veya senkronize kayma (Şekil 3.1) gerçekte uzama durumunun meydana gelmesine göre yüzlerce hatta binlerce kez daha fazla gerilim gerekecektir.

Kayma, disloyasyonların kristaldeki hareketlerinin bir sonucu olarak ilerler (Şekil 3.2a). Bir dislokasyonun 1 ilk konumundan bitişikteki 14 konumuna hareket etmesi için

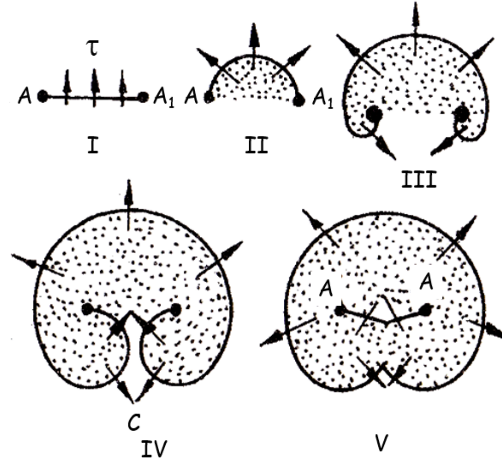


Şekil 3.2: Kristal yüzeyinde bir atomlararası mesafe yüksekliğinde bir basamak oluşumuna yol açan bir kenar dislokasyonun ilerlemesi, (a) dislokasyon hareketinin diyagramı; (b) bir kristalli yapıdaki kenar dislokasyonu; (c) dislokasyon bir atomlararası hareket etmiş durumu; (d) uygulanan gerilim nedeni ile iki atomlararası mesafe hareket etmiş durum; (e) dislokasyonun yüzeye ulaşması ve bir basamak oluşumu.

kristalin üst kısımının tamamının bir atomlararası mesafe kadar çarpılmasına gerek yoktur. Aşağıdaki atomik hareketlerin meydana gelmesi yeterlidir: 1 konumundaki atom 2 konumuna, 3 atomu 4'e, 5 atomu 6'ya, 7 atomu 8'e, 9 atomu 10'a, 11 atomu 12'ye, 13 atomu 14'e, 15 atomu 16'ya ve 17 atomu 18'e. Atomlar bu şekilde sadece çizim düzleminde değil, aynı zamanda bu düzleme paralel atom tabakalarında da yer değiştirirler. Böylece dislokasyon bölgesinde yer değiştiren atomların çok azı dislokasyonun bir atomlararası mesafe kadar yer değiştirmesine yol açar. Kayma gerilmeleri dislokasyonu MM kayma düzleminde atomik yer değiştirme[2] ile hareket eder.

Dislokasyonun ters yüzdeki kristalin tümüne doğru ilerlemesi, buna karşılık gelen kristal parçasının bir düzlemlerarası mesafe kadar yer değiştirmesine (kaymasına) yol açar (Şekil 3.2b, c, d ve e). Bu kristalin sağ-el yüzünde bir basamak oluşturur. Bu ilave düzlem kristalin üst kısmının yüzeyinde meydana geliyor gibi gözükür. Dislokasyonun kristal kafesin bir konumdan bir diğerine satır atomlarının aynı uzaklığa yer değiştirmesi daha kolaylıkla başarılır. Dislokasyonlar çok küçük kayma gerilimleri ile kristal kafesin kayma düzlemi boyunca hareket ettirilebilir. Bu durum saf metallerin tek kristallerinin plastik deformasyonu için ufak gerilimlerin gerekli olması bunun kanıtıdır. Katılaşma işlemi sırasında oluşan dislokasyonların hareketinin sınırlı olduğunu hatırlatmakta fayda vardır. Fazla uzama sadece bu dislokasyonların hareketinin plastik deformasyon işleminde çok sayıda yeni dislokasyonların başlamasına ve çoğalmasına yol açtığı için mümkündür.

[2] Negatif dislokasyonlar kayma düzleminde karşıt yönde kayarlar (soldan sağa doğru).



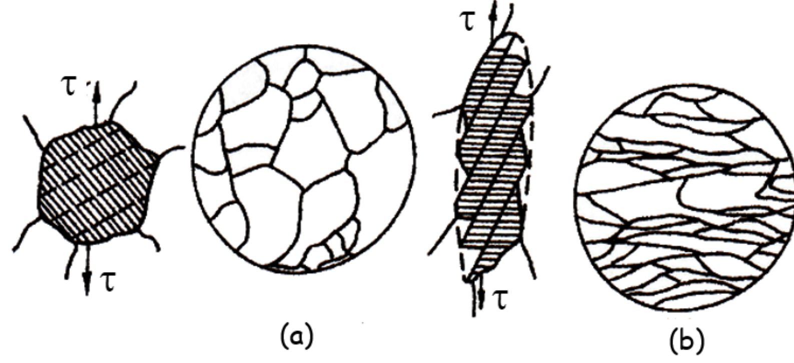
Şekil 3.3: Bir Frank-Read kaynağının (dislokasyon üreticisi) oluşum kademeleri.

Plastik deformasyon işleminde dislokasyon oluşum mekanizmasını göz önüne alalım. Dislokasyonun kayma düzleminde A ve A_1 noktalarında tuturulduğunu varsayalım (Şekil 3.3-I). Bu tür tutturmanın yabancı atomların varlığıyla bir dislokasyonun başka dislokasyonlarla kesişmesi nedeniyle olabilir.

Kayma geriliminin (τ) artması nedeniyle dislokasyon sürekli yarı küresel bir şekil alıncaya kadar dışarıya doğru bükülür (Şekil 3.3-II). Bu esnada τ gerilimi bir maksimuma ulaşır. Dislokasyonun daha da ilerlemesi kendiliğinden olur ve iki spiralin oluşmasıyla devam eder (Şekil 3.3-III ve IV). C noktasında spiraller buluşur (Şekil 3.3-IV). Bu durum başlangıç A ve A_1 konumunu işgal eden bir harici kapalı dislokasyon halkası ve dislokasyonun yeni bir kısmının oluşumuna yol açar (Şekil 3.3-V). Harici dislokasyon halkası kristalin (veya tane veya blok) dış yüzeyine kadar genişleyerek temel kaymaya sebep olur. Yeni dislokasyon A-A_1 (Şekil 3.3-V) yukarıda bahsedildiği gibi, τ geriliminin hareketi nedeniye tekrar dışa doğru bükülmeye başlar. Eğer τ gerilimi etkilemeye devam ederse, tek bir kaynaktan yüzlerce dislokasyon oluşabilir ve bu da sadece dislokasyon halkasının genleşirken yeni bir gurup dislokasyon, artık faz parçacıkları gibi, engellerle karşılaşırsa durur. Deformasyonun bir sonucu olarak dislokasyon üreten kaynağın operasyonu nedeniyle dislokasyon sayısı artar. Yüksek dereceli bir deformasyonda dislokasyon yoğunluğu son derece yüksek değerlere ulaşabilir: deformasyon oluşmadan önceki 10^6 veya 10^8 cm^{-2} yerine 10^{11} veya 10^{12} cm^{-2} gibi.

Dislokasyonların kuvvet (elastik) alanları veya dislokasyon uzama alanları etkileşir. Eğer dislokasyonlar aynı işarete sahip tek bir düzlemde bulunuyorlar ise, bir birlerini iter; farklı işarete sahip iseler birbirlerini çekerler. Farklı işaretli iki dislokasyon buluştuğunda bir birlerini yok ederler. Buna dislokasyonların bir birini *yemesi* (yutması) denir.

Deforme olmuş metalde hareket eden dislokasyonlar çok sayıda yer değiştirmiş atom ve boşlukların sebebidir.



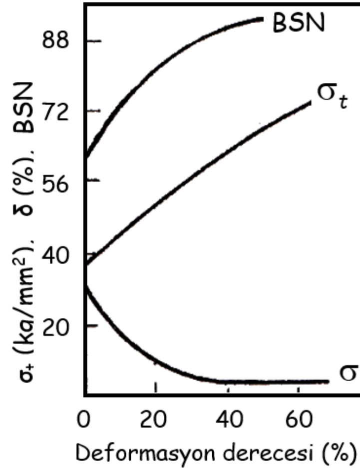
Şekil 3.4: Kayma nedeniyle bir tanenin şeklinde meydana gelen değişimler (deforme olmuş tane sınırı kesikli çizgi ile gösterilmektedir; kayma bloklarının son derece küçük boyutları nedeniyle tane sınırları düzgün gözükmektedir), (a) deformasyondan önce; (b) deformasyondan sonra.

İkizlenme: Sıkı paketlenmiş C12 ve H12 gibi kafeslere sahip belirli metallerin, kaymanın yanısıra, plastik deformasyonu ikizlenme ile oluşabilir. İkizlenme, kristalin bir kısmının ikizlenme düzlemi adı verilen düzleme göre diğer kısmına simetrik olacak şekilde yeniden düzenlenmesidir (Şekil 3.1). Dislokasyonların kristal içindeki hareketleri kayma gibi ikizlenmeye de eşlik eder.

Plastik Deformasyonda Metalin Yapısındaki Değişimler: Çok kristalli metalin plastik deformasyonu kayma veya ikizlenme ile deforme olan tek kristalinkine benzer şekilde olur. Metalin şekli, işleme sırasında her bir tanenin plastik deformasyonunun bir sonucu olarak değiştirilir. Plastik deformasyon taneler farklı yönlendikleri için bir çok-kristallinin hacmi boyunca aynı anda ve aynı şekilde meydana gelmez.

Deforme olmuş numuneler parlatıldıktan sonra mikroskopta öncelikle düz hat şeklindeki kayma izleri gözlenir. Taneler, eğer kayda değer deformasyona maruz ise, kayma prosesleri nedeniyle şekilleri değişir. Deformasyondan önce, taneler aşağı yukarı eşit boyuttadır (Şekil 3.4a). Kayma düzlemleri boyunca yer değiştirmenin bir sonucu olarak, tanelere etkiyen τ kuvvetinin yönündeki deformasyon ile uzayarak fiberli veya bantlı yapı oluşturur (Şekil 3.4b). Tanelerin şekillerinin değişmesiyle beraber kayma blokları tane içinde parçalanır ve aralarındaki yönlenme açısı bozulur. X-ışını yapısal analizi, deformasyonu (II. sınıf iç gerilimler) takiben bazı tane ve blokların elastik olarak gerildiği, tane ve blok sınırlarındaki ve kayma düzlemi yakınındaki kristal kafeslerin çarpıldığı III. sınıf iç gerilimler ortaya çıkarılır.

Deformasyon Dokusu: Yüksek deformasyon tanelerin arzu edilen kristallografik yönlenmesi ile sonuçlanır. Kristalitlerin deformasyona sebep olan harici kuvvetlere göre düzenli yönlenmelerine *doku* (deformasyon dokusu) denir. Deformasyon derecesinin artmasıyla kristal tanelerinin daha büyük bir kısmı arzu edilen dokuyu kazanır. Elde edilen dokunun



Şekil 3.5: Plastik deformasyon derecesinin düşük karbonlu çeliğin mekanik özelliklerine etkisi.

türü metalin doğası ve deformasyon tipine (haddeleme, tel çekme, vs) bağlıdır. *Kristallografik doku* lifli yapı ile tanımlanmamalıdır. Liflilik, bazen empüriteler olmadığından bir dokuda blunmayabilir. Dokunun oluşumu mekanik ve fiziksel özelliklerin anizotropisini artırır.

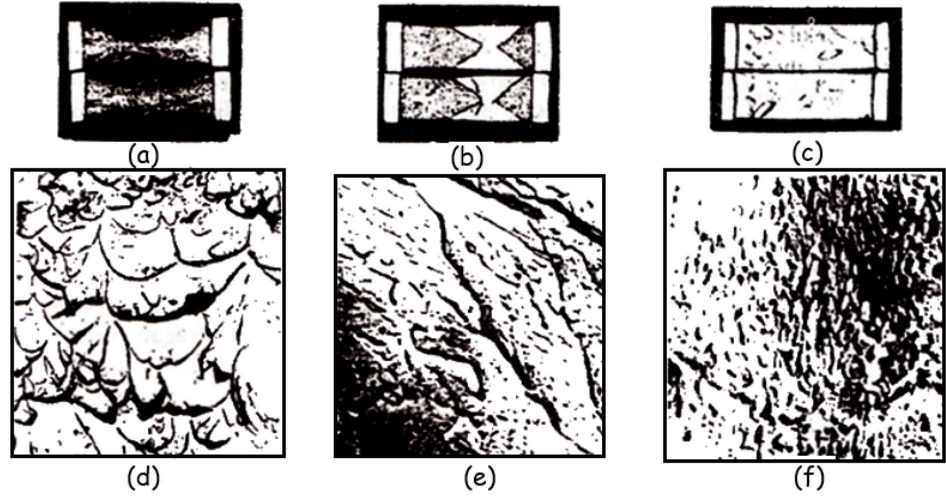
Deformasyon sertleşmesi: Deformasyon derecesindeki[3] bir artış ile metalin deformasyona direncini artıran özellikler (σ_t, σ_y, BSN, vs) yükselir ve diğer taraftan plastik deformasyon kapasitesi (yüzde uzama ve büzülme oranı) düşer (Şekil 3.5).

Plastik deformasyon işleminde metalin sertleşmesi (deformasyon sertleşmesi) kristal yapı hatalarının (dislokasyon, boşluk ve arayer atomları) sayısının artması nedeniyledir. Bütün bu hatalar dislokasyonun hareketini zorlaştırarak deformasyona karşı direncini artırır ve sünekliği azaltır. En önemlisi dislokasyon yoğunluğundaki artıştır; çünkü dislokasyonlar arasındaki etkileşim onların hareketlerini engeller. Deformasyon, metalin yoğunluk ve korozyon direncini düşürür; fakat elektrik direncini yükseltir. Demir gibi ferro manyetik metallerin soğuk işlenmesi zorlayıcı kuvveti artırır ve manyetik geçirgenliği düşürür.

3.3 METALLERİN KIRILMASI

Kırılma işlemi iki aşamada olur: bir çatlağın başlaması ve deney parçasının (makine parçası) kesit alanına yayılması. Kırılma, sünek veya gevrek şekilde olabilir. Sünek kırılma önemli miktarda plastik deformasyon içerir. Gevrek kırılmada çok az plastik

[3]Deformasyon derecesi, $f = (A_0/A - 1) \times \%100$ olup burada A_0 ve A deney numunesinin sırasıyla deformasyondan önce ve sonraki kesit alanlarıdır.



Şekil 3.6: Çeliğin kırılma türleri, (a) sünek kırılma; (b) bileşik kırılma; (c) gevrek kırılma; (d) çanak-tipi (sünek) kırılma; (e) akım-tipi (gevrek) kırılma; (f) kristallerarası kırılma.

deformasyon vardır.

Kristalli katı cisimlerde çatlak başlama mekanizması dislokasyon teorisine dayanır. Mikro çatlaklar, çatlak tipine bakılmaksızın bir takım engeller (bariyer mekanizması) veya kristal kafes hatalarının (bariyersiz mekanizma) etkileşimlerinin bir sonucu olarak dislokasyon yığılması oluşumu ile ortaya çıkar. Gevrek bir cismin kırılmasında başlayan çatlak, kesinlikle kararsız olur ve uzunluğu belirli bir kritik değeri aşarsa (verilen bir gerilimde) kendiliğinden büyür. Bu durum çatlağın kenarındaki gerilimlerin atomlararası bağları kopartacak yeterlilikte olduğunu gösterir. Çatlak ilerlerken ilave enerjinin harcandığı dar bir plastik deformasyon bölgesi ile sınırlanır. Sünek ve gevrek kırılmalar, çatlak ucundaki plastik bölgenin boyutunda farklılık gösterir. Gevrek kırılmada çatlak ağzındaki plastik bölgenin boyutu küçüktür. Sünek kırılma da ise büyüktür.

Sünek kırılma, çatlağın yavaş bir hızda ilerlemesiyle ilişkilidir. Çatlağın gevrek kırılması ses hızına yakın yüksek bir hızda ilerler. Bu nedenle gevrek kırılma genellikle ani veya felaketle sonuçlanan (katastrofik) kırılma olarak anılır. Sünek ve gevrek kırılma, numune üzerinde gerçekleştirilen deneydeki enerji sarfiyatı ile ilişkilendirilebilir. Sünek kırılma genellikle çok miktarda yutma enerjisi (absorblama) gerektirir; yani, çatlağın ilerlemesi için çok büyük miktarda iş gerekir. Gevrek kırılmada enerji sarfiyatı düşüktür ve bu nedenle yapılan iş sıfıra yakındır.

Mühendislik uygulamalarında uygulanan metalik malzemelerin çoğu ya sünek ya da gevrek kırılmaya maruz kalabilir. Çoğu yüksek mukavemetli çelikler ve aluminyum ve titanyum alaşımları tekeksenli çekme testinde kırılgan olmamalarına karşın, diğer test şartları altında herhangi bir makro plastik deformasyon göstermeksizin gevrek kırılma gösterebilir.

Tipik olarak en hafif yükler altında bile herhangi bir miktar makro plastik defor-

masyon göstermeksizin gevrek kırılma gösteren malzemeler dökme demir, birçok döküm alaşımı, sertleştirilip düşük sıcaklıkta temperlenmiş yüksek karbonlu çeliklerin bir çoğu, sıfır- altı sıcaklıklardaki düşük karbonlu çelikler, cam, seramikler, vb malzemeleri içine alır.

Mikro yapı açısından iki tür kırılma vardır: kristal içi ve *kristaller arası*. Çatlaklar, kristal-içi kırılmada adından da anlaşılacağı üzere, çatlak tanelerin içinden ya da kristaller-arası kırılmada tane sınırlarından ilerler. Eğer çatlak tane içinden ilerlerse (C8 ve H12 kafesli metaller) kırılma, sünek veya kırılgan olabilir. Taneleraarası kırılma daima gevrek olur. Kırılmış yüzeyin (veya kırığın) görünüşü oluşan kırılma tipinin bir göstergesidir. Buna görsel inceleme denir. Lifli bir kırık (Şekil 3.6a) sünek kırılmayı, kristalli kırılma (Şekil 3.6c) gevrek kırılmayı gösterir.

Bir elektron mikroskobu yardımıyla kırığın mikro yapısının incelenmesi, kırılmanın sünek mi yoksa kırılgan mı olduğunu saptamada en güvenli yoldur. Sünek kırılma kırığın "çanak-tipi"ndeki mikro yapısı ile karakterize edilir (Şekil 3.6d). Bu tip kırılma, kırılmanın bu yerel bölgelerin uzamasını takip eden, iç mikro bölgelerinin (çanakların) ve bu bölgelerin duvarlarını ayıran parçalanma oluşumundan oluşur.

Gevrek kırılma, kırılmanın yapısının "akım hatları" ile karakterize edilir (Şekil 3.6e). Gevrek bir çatlak, bir kaç paralel düzlem boyunca ilerler. Düzlemler arasındaki basamaklar ya yarılma ya da plastik kayma ile oluşur. Kırılma ile basamaklar birleşerek akım hatları görünümü oluşturur.

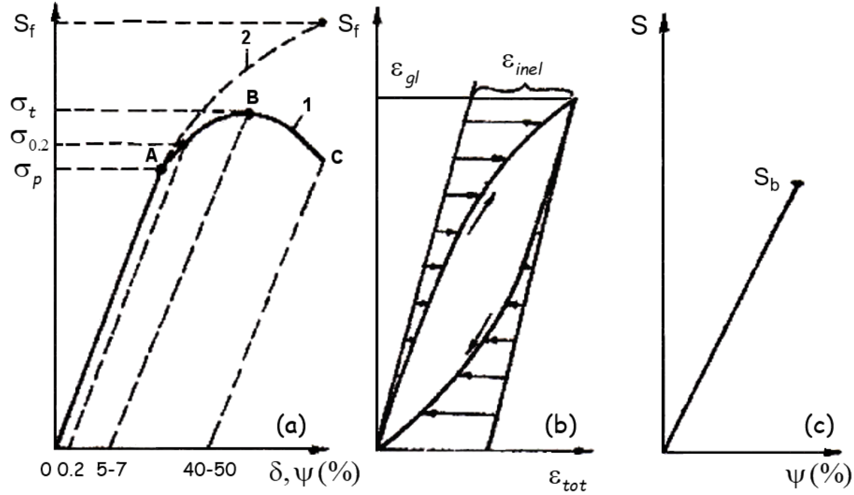
Sünek çanak ve kırılgan akım hattı kırıkların her ikiside, kristal içi kırılmada gözlenir. Elektron mikroskobu altında incelenmesiyle tanelerin sınırları boyunca oluşan bir gevrek kırılma kırığı üstünde pürüzsüz bir yüzey olarak sanki içinden bazı parçacıklar çıkartılmış gibi gözükür (Şekil 3.6f). Taneleraarası kırılma genellikle kırılgan fazın parçacıklarının tane sınırlarından ayrılmasıyla başlar.

3.4 MEKANİK ÖZELLİKLERİ SAPTANMASI

STATİK TESTLERLE BELİRLENEN MEKANİK ÖZELLİKLER

Statik deneyler; çekme, basma, burma ve eğmeyi içerir. Sıklıkla uygulanan, standart test numuneleri kullanılarak yapılan çekme deneyidir. Deney makinaları gerilim-uzama ilişkisini kaydeden bir cihaza sahiptir (Şekil 3.7).

Eğri 1, nominal σ büyüklüğündeki bir gerilime maruz kalan metalin davranışını (deformasyon) belirtir; numuneyle herhangi bir esnada uygulanan F yükünün başlangıç kesit alanı A_0'a bölünmesiyle ($\sigma = F/A_0$ kgf/mm^2) hesaplanır. *Eğri 2*, herhangi bir esnada uygulanan yükün o esnadaki numune kesit alanına bölünmesiyle elde edilen gerçek gerilim S'e maruz kalan metalin davranışını açıklar. Çekme deneylerinde genellikle nominal gerilimlere dayanan bir gerilim-uzama diyagramı kullanılır. Şekil 3.7a'dan açıkça görüldüğü gibi, başlangıç noktasından A'ya kadar olan kısımdaki uzama, gerilim ile doğru orantılıdır. OA hattının absis ile yaptığı açının tanjantı malzemenin elastisite modülüdür: $E = \sigma/\delta$



Şekil 3.7: Gerilme-uzama diyagramları, (a) çekme deneyi gerilim-uzama diyagramları (mühendislik gerilmeleri esasına-düz çizgit-ve gerçek gerilimler-kesikli çizgi-dayalı); (b) yükü uygularken ve kaldırırken oluşan inelastik deformasyon döngüsü histerisi; (c) gevrek bir metal için gerçek gerilme-uzama diyagramı.

(veya $\sigma = E\delta$)[4]. Elastisite modülü metalin yapısına oldukça az bağımlıdır ve atomlararası bağ kuvvetleriyle saptanır. Diğer mekanik özelliklerin tümü yapıya bağımlı olup metal veya alaşımın işlenmesinde geniş bir aralıkta değişir.

Gerilim ve uzama arasındaki orantı kuralı sadece birinci yaklaşım olarak geçerlidir. Hassas ölçümlerde bile orantı kuralından sapmalara elastik bölgedeki düşük gerilmelerde de rastlanabilir. Bu olaya *inelastiklik* [5] denir. Oluşan tersinir olmayan gerilimin ardından, uzamanın faz gecikmesi olarak ortaya çıkar. Bu nedenle yükleme ve yükü boşaltma eğrileri çakışmaz (Şekil 3.7b).

A noktasına denk gelen gerilime (Şekil 3.7a) *orantı sınırı* (σ_p) denir. Bu değer genellikle deneyler ile saptanmış nominal orantı sınırıdır; yani, gerilim-uzama eksenine çizilen teğetin tanjantının gerilim ekseninin lineer kısımdan %50'den fazla olduğu (lineer ilişkiden sapmanın olduğu) noktadaki gerilim değeridir.

Orantı sınırını aşmayan gerilimler pratik olarak sadece elastik uzamaya yol açar. Bu nedenle orantı sınırı genellikle *nominal elastik sınır* ($\sigma_{0.05}$) ile tanımlanır. Bu tam anlamıyla doğru değildir; fakat çoğu pratik amaçlar için yeterli doğruluktadır. Elastik sınır, deney numunesinin başlangıç uzunluğundan %0.05 fazla (veya az) kalıcı uzamaya sebep olan gerilim değeri olarak tanımlanır.

Başlangıç uzunluğunun %0.2'sine eşit bir kalıcı uzamaya yol açan gerilime *nominal akma noktası*[6] ($\sigma_{0.2}$) denir.

[4] δ yüzde uzamadır (bağıl deformasyon).

[5] İnelastisite iç sürtünmesinin gelişiminde oluşur.

[6] Ayrıca akma noktası σ_y kgf/mm^2 olarak ta alınır ki burada numunenin yükte herhangi bir artış

Akma noktası gerilim indislerinden biri olarak kullanılır. σ_p ve $\sigma_{0.2}$ miktarları malzemenin küçük ve orta deformasyona karşı direncini karakterize eder. Yükteki ilave artış, metalin bütününde önemli ölçüde plastik deformasyona yol açar. Kırılmadan önce ulaşılan maksimum yüke denk gelen gerilime *maksimum mukavemet* veya *çekme mukavemeti* σ_t denir (Şekil 3.7a).

Sünek metallerde σ_t gerilimi ile başlayan deformasyon, numunenin boyun verme adı verilen, kesit alanında yerel daralmanın olduğu bir kısmında yoğunlaşır. Burada yük düşer, belirli bir anda kırılma oluşur (Şekil 3.7a, C noktası). Sünek metallerde çekme mukavemeti metalin plastik deformasyona karşı direncini temsil eder.

Çekme deneyleri ayrıca esneklik indislerini saptamada kullanılabilir. Bunlar yüzde uzama

$$\delta = \frac{\ell - \ell_0}{\ell_0} \times 100$$

ve yüzde kesit büzülmesi de

$$\psi = \frac{A_0 - A}{A_0} \times 100$$

olup, burada ℓ ve ℓ_0 sırasıyla numunenin başlangıçtaki ve kırılmadan sonraki uzunlukları ve A_0 ile A da yine sırasıyla numunenin başlangıçtaki ve kırılmadan sonraki kesit alanlarını belirtmektedir.

Gerçek kırılma gerilimi S_f, metalin kaymaya olan direncini karakterize eder. Gevrek kırılmaya karşı gerçek direnç S_b (Şekil 3.7c) elastik uzama bölgesinde oluşup metalin çatlama veya kırılmaya karşı direncini belirler. Şekil 3.7a'daki *eğri 2* uzama esnasında deformasyon için gerekli gerilimin sürekli artmasından dolayı malzemenin mukavemetinin artığını gösterir.

Eğer elastik uzama ihmal edilirse, plastik deformasyon esnasında malzemenin deformasyon sertleşmesi kapasitesini karakterize eden deformasyon sertleşme faktörü K,

$$K = \tan\alpha = \frac{S_f - \sigma_{0.2}}{\ell}$$

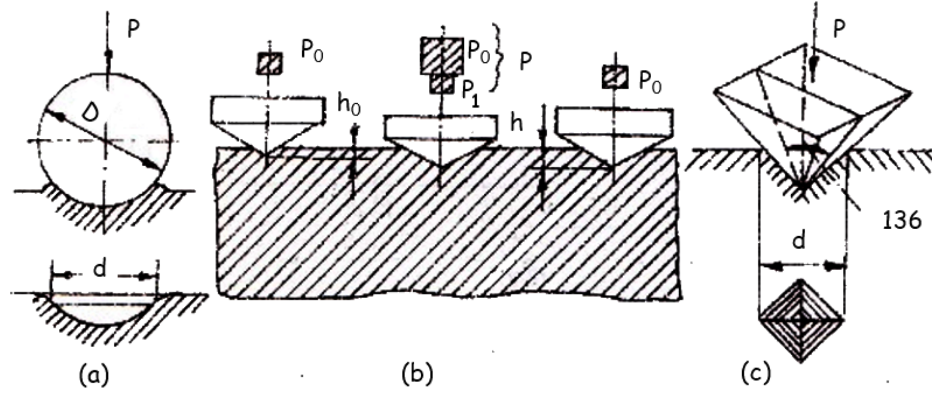
ifadesine eşittir. Burada ℓ gerçek uzama olup $\ln(A_0/A_x)$'e eşittir.

Metallerin Sertliği: Bir malzemenin sertliği, plastik deformasyona karşı gösterdiği dirençtir. Bu direnç, bir yüzeyi yük etkisine maruz bırakılarak ölçülür. Çabukluk ve basitliği nedeni ve ayrıca parçanın tahribata uğramaksızın malzemenin özelliklerinin belirlenmesi nedeniyle sertlik deneyi metal ve metal parçalarının kalite kontrol uygulamalarında oldukça geniş bir uygulama alanı bulmuştur.

Brinell Sertlik Deneyi: Bu metot düz bir metal yüzeyinin sertleştirilmiş bir çelik bilya ile sabit bir P yüküyle zorlanması esasına dayanır (Şekil 3.8a). Bu yük kaldırıldığında metalin yüzeyinde bir iz kalır. Bu iz bilyanın çapı D ve izin çapı d cinsinden ifade edilirse,

---

olmaksızın deforme olmasına sebep olan gerilim değeridir.



Şekil 3.8: Sertlik deneylerinin prensipleri, (a) Brinell deneyi; (b) Rockwell deneyi; (c) elmas piramit (Vickers) deneyi.

o zaman Brinell sertlik numarası

$$\mathrm{BSN} = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \qquad \mathrm{kgf/mm^2}$$

olur.

Uygulanan yük ve bilya çapları; çelik ve dökme demir deneyleri için $D = 10$ mm ve $P = 3000$ kgf ($P = 30D^2$); bakır ve alaşımları için $D = 10$ mm ve $P = 1000$ kgf ($P = 10D^2$) ve çok yumuşak metaller için $D = 10$ mm ve $P = 250$ kgf ($P = 2.5D^2$)'dir.

Sertliği bulmak için d çapı ölçülür ve bu cihaz ile temin edilen tablolardan Brinell sertlik numarasının bulunmasında kullanılır. Brinell sertlik deneyleri, bilyanın deforme olabileceğinden dolayı 450 BSN'nin üzerinde sertliğe sahip metaller için tavsiye edilmez;[7] çünkü bu durumda deney sonuçları hatalı olabilir.

Rockwell Sertlik Deneyi: Bu deneylerde sertlik iz derinliği ile saptanır. Batıcı uç 120° tepe açılı elmas koni veya sertleştirilmiş bir çelik bilyadır (d=1.5875 mm). Elmas konik uç sert metaller için, çelik bilya da daha yumuşak metaller için kullanılır. Konik uç veya bilya, ard arda iki kez yüklenir (Şekil 3.8b); küçük yük P_0=10 kgf ve bilyalar için ilave yük P_1=90 kgf (B ölçeği), elmas konik uç (C ölçeği) için 140 kgf[8] veya değişik türde çok sert malzemeler ve ince numuneler (A ölçeği) için 50 kgf'tir.

Rockwell sertliği alışıla gelmiş birimler ile ölçülür. Bir birim, batıcı ucun 0.002 mm eksenel hareketine karşılık gelen miktardır. Rockwell sertlik numarası şu formüller ile bulunur:

$$R_A = R_C = 100 - e \qquad \text{(A ve C ölçekleri için)}$$

$$R_B = 130 - e \qquad \text{(B ölçeği için)}$$

[7] 630 BSN'a kadar sertliklerin ölçümü için özel metal karbür bilyalar kullanılır.
[8] Toplam yük ön (küçük) yük ve ilave yüklerin toplamıdır.

Yukarıda e olarak verilen miktar

$$e = \frac{h - h_0}{0.002}$$

formülü ile hesaplanır. Burada h_0 batıcı ucun P_0 ön yük uygulandığında oluşan iz derinliği, h ise toplam P yükünün uygulanmasıyla oluşan iz derinliğidir (ilave P_1 yükü kaldırıldıktan sonra ölçülür, bu esnada P_0 yükü hala uygulanmaktadır).

Rockwell sertlik numarası R_A (60 kgf toplam yükünde, bir elmas koni deneyinde), R_C (sözü geçen durumun 150 kgf yükü durumunda) ve R_B (100 kgf ana yükünün bir çelik bilya deneyinde) ile temsil edilir. Rockwell sertliği doğrudan doğruya sertlik ölçer cihazının kadranındaki ölçekten okunur. Rockwell deneyleri endüstride geniş bir alanda kullanılır.

Elmas Piramit (Vickers) Sertlik Deneyi: Bu metot ince parçaların veya yüksek sertlikte ince tabakalı yüzeylerin sertliklerinin ölçülmesinde kullanılır. Kare tabanlı bir elmas piramitin test edilen yüzeye bastırılması gerçekleştirilir (Şekil 3.8c). Vickers sertlik numarası (VSN) aşağıdaki formül ile hesaplanır:

$$\mathrm{VSN} = \frac{2P\sin(\alpha/2)}{d^2} = 1.8544\frac{P}{d^2}$$

burada piramitte 5, 10, 20, 30, 50, 100 veya 125 kgf (P) yükleri uygulanır (sertlik belirleyicileri VSN5, VSN10, VSN20, vs), α elmas piramitin karşı yüzeyleri arasındaki açı (136°) ve yükün kaldırılmasından sonra izin iki köşegen uzunluğunun (d mm olarak) ölçülmesinden sonra hesaplanan aritmetik ortalamasıdır.

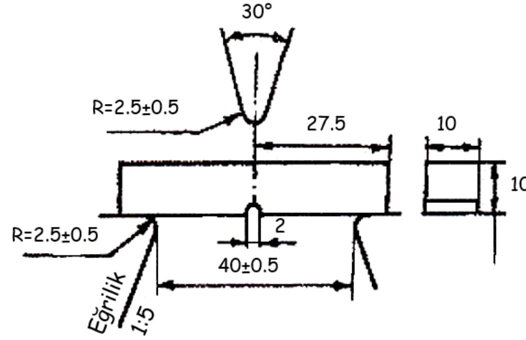
Numune inceldikçe uygulanan yük de daha az olmalıdır. Ortalama köşegen, d, değeri sertlik cihazı ile temin edilen tabloların kullanılmasıyla Vickers sertlik numarasına çevrilir.

Mikrosertlik: Alaşımların müstakil yapısal kısımlarının (mikro bileşenleri) veya küçük parçaların mikro sertliklerinin belirlenmesi gereklidir. Mikro sertliğin ölçülmesi için gerekli cihaz, düşük yük uygulanan bir elmas piramit uçun kullanıldığı sertlik cihazı ile bir metalografik mikroskobun kullanımını birleştirir. Elmas piramit 15 ile 500 gramlık bir yük ile test edilmekte olan yüzeyin üstüne bastırılır. Mikrosertlik[9] Vickers sertlik formülü ile hesaplanır: $H = 1.8544P/d^2$, burada P yük (gf) ve d izin köşegen uzunluğu (μm) dur. Mikrosertlik deneylerinin numuneleri aynı mikro kesitlerde olduğu gibi hazırlanmalıdır.

DİNAMİK DENEYLER İLE SAPTANAN MEKANİK ÖZELLİKLER

Dinamik darbe deneyi, bir metalin gevrek kırılmaya olan eğilimini ortaya çıkarır. Çentikli çubuk numuneler (Şekil 3.9) bu deneylerde en sık kullanılanlardır. Darbe mukavemeti a_n, numuneyi kırmak için gerekli işin (W_n), numunenin etkin kesit alanına bölünmesiyle saptanır: $a_n = W_n/A$ (kgf-m/cm^2).

[9] H harfi sıklıkla bir alt indisle beraber kullanılarak uygulanan yükün miktarını gram olarak temsil eder; örneğin $H_{50}220$.



Şekil 3.9: Çentikli çubuk darbe deneyi prensibi ve bir çentikli-çubuk numune.

Numune, sarkaç-tipi darbe deney cihazının iki desteğine; çentik, vuruşa (darbeye) ters yönde olacak şekilde yerleştirilir. Numunenin kırılmasında yutulan iş deney cihazının ölçeğinden okunur. Darbe deneyi çelikler için geniş bir biçimde kullanılır.

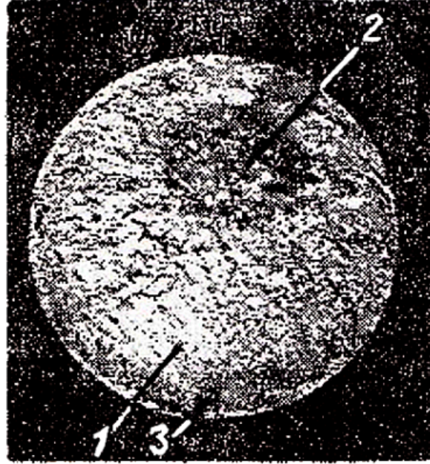
TEKRARLI YÜKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Metaller, tekrarlanan, değişken ve özellikle tersinir yüklere maruz iken sadece çekme gerilimi σ_t'den değil, aynı zamanda akma noktasından σ_y düşük yüklerde de kırılır. Tekrarlı veya değişken gerilimlere maruz kalan bir metalin kırılmasına *yorulma* denir.

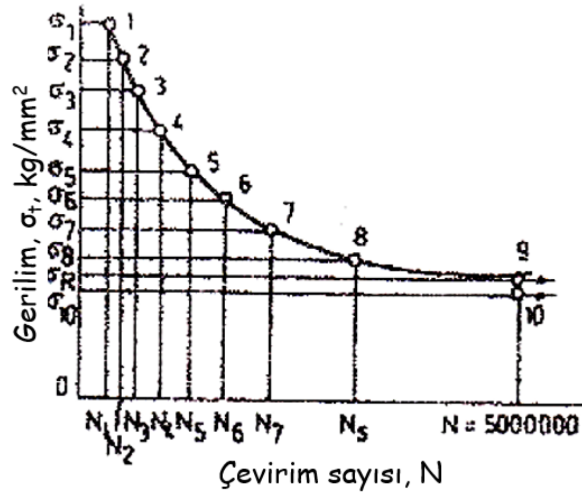
Yorulma kırılmasında kırık iki belirgin bölgeden oluşur (Şekil 3.10). Birinci bölge (1) düzgün bir yüzeye sahip olup buna yorulma bölgesi denir. Bu bölge aşamalı olarak oluşur. Önce metal üzerine etkiyen tekrarlı kuvvetler nedeniyle bir makro çatlağı meydana getiren bir mikro çatlak ile başlar. Yorulma çatlağı kesit alanının önemli bir kısmını kapladığında, kırılma diğer kısımda oluşur. Kırılma sonrası ikinci bölge (2), gevrek metallerde iri-kristalli yüzeye ve sünek metallerde de lifli yüzeye sahiptir.

Çatlak genellikle birinci bölgenin yüzeyinde oluşur. Metalin çevirimli yüklemeye gösterdiği kırılma direnci, metalin *dayanım sınırı* ile karakterize edilir; yani, metalin çok sayıda (N) devire maruz kaldığında kırılmaksızın dayanabileceği maksimum gerilimdir. (N değerinin çok büyük olması şartı vardır ve bu değer 10^5 ile 10^8 veya daha yüksek bir aralıkta olabilir). Dayanım sınırı dönen numunenin (çentiksiz veya çentikli) $|\sigma_{max}| = |\sigma_{min}|$ olduğu bir simetrik çevirime maruz bırakılması ile saptanır. En azından on numune kullanılarak dayanım sınırı bulunur. Birinci numune, σ_1 geriliminde test edilerek (çelik için $\sigma_1 = 0.6\sigma_t$) kırılmanın oluştuğu çevirim sayısı N bulunur. $\sigma_2,\ \sigma_3, \cdots$ vs gerilimleri ikinci ve sonraki numuneler için ilk numunenin kırılmasıyla sonuçlanan çevirim sayısına bağlı olarak her keresinde 2 veya 4 kgf/mm^2 kadar artırılır veya azaltılır.

Deney sonuçları gerilim σ ile devir sayısı N koordinatları logaritmik veya lineer olarak çizilir (Şekil 3.11). Dikey kısım (yani, sonsuz sayıda devirlerde bile kırılmanın olmadığı maksimum gerilim) dayanım sınırına karşılık gelir. Dayanım sınırı nominal gerilimler cinsinden ifade edilir ve σ_R (kgf/mm^2) ile gösterilir (burada R devirin asimetriklik faktörüdür).



Şekil 3.10: Yorulma deneyinde elde edilen kırılma, 1−yorulma bölgesi; 2−kırılma sonrası bölge; 3−çatlağın oluşmaya başladığı nokta.



Şekil 3.11: Yorulma (Wöhler) eğrisi.

3.5 METALLERİN MÜHENDİSLİK MUKAVEMETİ

Bir metalin mukavemetindeki herhangi bir artış benzer şekilde kullanıldığı makinenin (veya yapı) çalışma ömrü ve güvenirliğini artırır ve parçaların gerekli kesit alanlarındaki azalma nedeniyle üretimleri için gerekli metal miktarını düşürür. Metallerin *mühendislik* ve *teorik mukavemetleri* arasında ayırım yapılır.

Mühendislik mukavemeti yukarıda bahsedilen $\sigma_{0.05}$, $\sigma_{0.2}$, σ_t, S_f, E ve σ_R özellikleri ile değerlendirilir. Akma noktası $\sigma_{0.2}$, bir metalin mekanik mukavemetinin temel göstergesidir. Statik yükleme durumunda mukavemet hesaplarının ve gerilimlerin temeli akma mukavemetidir. Yüksek bir $\sigma_{0.2}$ değerine sahip olan metalin kesit alanı ve makine veya diğer parçalarının kütlesini azaltma imkanı tanır. Mukavemet hesaplarında dayanım sınırının da önemi vardır.

Teorik Mukavemet bir malzemenin atomlararası etkileşim kuvvetlerinin fiziksel hesabı ve iki sıra atomun kayma gerilimi ile bir biri üstünde aynı anda yer değiştirmeleri varsayımına dayanan deformasyon ve kopma direncini belirtir. Kristalli yapı ve atomlar arası kuvvetler esasına dayanarak, bir metalin teorik mukavemeti yaklaşık olarak

$$\tau_{teo} \approx \frac{G}{2\pi}$$

formülü ile hesaplanabilir. Burada G kayma modülüdür[10].

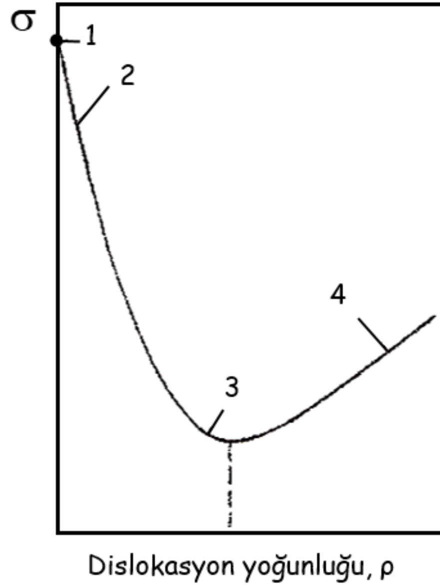
Bu formül ile hesaplanan teorik mukavemet mühendislik mukavemetinin 100 ile 1000 katı kadardır. Daha önce bahsedildiği gibi, bu durum kristal yapıdaki hatalar ve esasen var olan dislokasyonların bir sonucudur. Metallerin mukavemeti dislokasyon yoğunluğunun bir doğrusal fonksiyonu değildir (Şekil 3.12). Diyagramdan da açıkça görüldüğü üzere, mukavemeti artırmak için iki ana metot vardır: (1) hatasız yapıya sahip metal ve alaşımların üreterek ve (2) dislokasyonların hareketini zorlaştıran yapısal engellerle hataların yoğunluğunu artırarak.

Şekil 3.12'deki eğri, yaklaşık olarak 10^6 ile 10^8 cm^{-2}'ye eşit olan belirli bir kritik dislokasyon yoğunluğuna denk gelen minimum mukavemeti göstermektedir. Bu değer tavlanmış metalleri belirtir. Tavlanmış metallerin akma mukavemeti $10^{-5}G$ ile $10^{-4})G$ arasındadır.

Eğer hata sayısı a'dan daha az ise, o zaman sayılarındaki herhangi bir azalma deformasyon direncini şiddetli bir şekilde yükseltir ve mukavemet hızla teorik değere yaklaşır.

Hiçbir şekilde dislokasyon içermeyen kristaller üretilmiştir. Bu filament-şekilli kristaller 2 ile 10 mm uzunluğunda ve 0.5 ile 2 μm kalınlığında küçük boyuttadır ve *visker* olarak adlandırılmıştır. Mukavemetleri teorik değere yaklaşır. Örneğin, demir, bakır ve çinkonun filament kristallerinin çekme mukavemetleri sırasıyla 1300, 300 ve 225 kg/mm^2 olup bunlara karşılık gelen mühendislik mukavemet değerleri 30, 26 ve 18 kgf/mm^2'dir.

[10]Kayma modülü G orantılı sınır içindeki teğetsel gerilim ile kayma uzaması γ arasındaki orantı faktörüdür: $\tau = G\gamma$. Kayma modülü G, demir için 7700, bakır için 4400 ve aluminyum için 700 kgf/mm^2



Şekil 3.12: Bir metaldeki hata sayısına (dislokasyon yoğunluğu) bağlı olarak metalin deformasyona karşı direncinin değişimi, 1-teorik mukavemet; 2-viskerlerin mukavemeti; 3-saf sertleşmemiş metaller; 4-alaşımlandırma, deformasyon sertleşmesi, ısıl ve termo mekanik işlemler ile mukavemetlendirilmiş alaşımlar.

Viskerlerin boyutlarındaki herhangi bir artış mukavemetlerini düşürür. Demir viskerlerinin elastisite modülü alışılmış tek kristalli demirinkinden pek farklı değildir. Bunun nedeni elastisite modülünün sadece ideal ve hatalı kafes için aynı olan atomlararası bağlara bağımlı olmasıdır. Viskerlerin aşırı derecede küçük boyutu ve yüzey hatalarına olan yüksek eğilimleri mühendislik uygulamalarını zorlaştırmaktadır.

Bir ümit verici teknik ise, lifli (kompozit) malzemelerin kullanımıdır. Bu durumda yüksek mukavemet ve plastiklik, sünek metalin yapısını güçlendirmeyle (takviye ile) elde edilir[11]. Takviye işlemi, hatasız plastikler (polimerler), filamente benzer kristaller veya metal olmayan liflere (α-Al_2O_3, karbon lifleri, karbürler, B_4C, SiC, vs)[12] de uygulanır.

Lifli malzemelerin mukavemeti matris malzemeninkinden 5-10 kat fazladır. Matris yapısının ve takviyeli liflerin elastisite modülü arasındaki fark artıkça, matris ve lifler arasındaki kohezif kuvvetleri artar ve liflerin merkezleri ve çapları arasındaki uzaklık azaldıkça, kompozit malzemenin mukavemeti artar. Kristal yapı hataları (dislokasyon, nokta ve yüzey hataları vs) sayısı eğer a değerini aşarsa (Şekil 3.12), bu durumda ilave bir artış (azalış gibi) metali mukavemetlendirir.

[11] İnce metal teller (tungusten, molibden, vs) veya cam kuvars veya karbon ve bordan yapılanlar liflerin takviyesinde de kullanılır.

[12] Filament benzeri kristallerin çekme mukavemeti Al_2O_3 için 2000, B_4C için 700, SiC için 1100 ve karbon filamentleri için 2100 kgf/mm^2'dir.

Tablo 3.1: Teorik akma noktasının sertleştirme tekniği ile kayma modülü cinsinden değişimi.

Teorik	$0.1G$
Tek kristal	$(0.00001 \text{ ile } 0.001)G$
Deformasyon-sertleşmeli	$0.01G$
Sertleştirilmiş tane sınırı	$0.001G$
Çözelti sertleştirmesi	$0.001G$
Dispersiyon sertleştirmesi	$0.01G$
Martenzitik yapılı çelik	$0.01G$
Düzenli alaşımlar	$0.001G$

Akma noktası σ_y ile dislokasyon yoğunluğu ϱ arasındaki ilişki

$$\sigma_y = \sigma_0 + \alpha G b \sqrt{\varrho}$$

denklemi ile verilir. Burada σ_0 deformasyondan önceki kayma gerilmesi (tavlamadan sonra), b Burgers vektörü ve α alaşımın bileşimi ve kafes tipine bağlı olan deformasyon sertleşmesi faktörüdür. Bu denklem, metal ve alaşımların pratik mühendislik mukavet kazandırma, deformasyon sertleşmesi ve çeliğe su verme metotlarının temelini oluşturur.

Dislokasyon yoğunluğu 10^{12} veya 10^{13} cm^{-2}'yi aşmamalıdır. Metal daha yüksek yoğunlukta kırılgan hale gelir ve içinde çatlaklar oluşur. Metallerde dislokasyon hareketine karşı tanelerarası sınır etkin bir engeldir. Bunun nedeni, dislokasyonun bir kayma düzleminin sınırlarından geçerken yön değiştirmesi ve sınırın düzensiz atomik dizilim bölgesi olmasıdır. Bu nedenle taneler inceldikçe metalin mukavemeti artar.

Akma noktasının tane boyutuna bağımlılığı Hall-Petch denklemi ile tanımlanır:

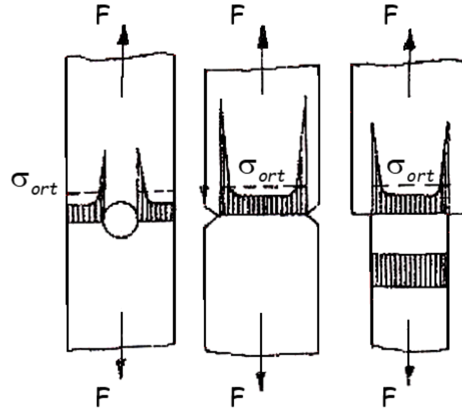
$$\sigma_y = \sigma_0 + k\sqrt{d}$$

burada d tanelerin çapı, σ_0 deformasyondan önce kayma gerilmesi (tavlamadan sonra) ve k metale ait bir sabittir. Bu denklem alt taneler için de geçerlidir. Demir esaslı alaşımların mukavemeti, martenzit yapısının oluşmasıyla sonuçlanan sertleştirme ve aynı zamanda martenzit dönüşümü ve plastik deformasyonun birleştirilmesiyle önemli ölçüde artırılır.

Teorik akma noktasının kayma modülü cinsinden büyüklüğü ve farklı mukavemet kazandırma teknikleriyle sağlanan akma noktaları Tablo 3.1'de verilmektedir:

Çeşitli mukavemet kazandırma metotları bir araya getirilerek σ_t, $\sigma_{0.2}$ ve S_f önemli derecede artırılabilir; fakat aynı zamanda süneklik ve tokluk azalır (metal kırılganlaşır). Çok kristalli demirin akma noktası $\sigma_{0.2} = 10$ ile 12 kgf/mm^2'dir. Çelik numunelerinin mukavemet kazandırılmasından sonra $\sigma_{0.2}$=300 kgf/mm^2 değeri elde edilebilir.

Yüksek mukavemetli malzemelerle yapılan uygulamalardan elde edilen deneyimler, bunlardan yapılan yapılarda (veya parçalar), akma noktasının altındaki gerilimlerde



Şekil 3.13: Değişik türde gerilim yükselticilerin etkisini gösteren çekme gerilim diyagramları.

aniden bir gevrek kırılma olduğunu göstermektedir. Bu nedenle güvenli bir çalışma temin etmek için yapı, yüksek akma noktasının yanısıra gevrek kırılmaya karşı yüksek dirençli olmalıdır. Darbe deneyleri genellikle gevrek kırılmaya karşı direnci saptamak için uygulanır. Önceleri darbe mukavemetinin a_n artmasıyla metalin daha kaliteli olduğuna inanılırdı. Çoğu durumda bu böyle değildir. Deneylerde saptanan darbe mukavemeti iki miktarın toplamıdır:

$$a_n = a_{cf} + a_{cp}$$

burada a_{cf} numunede çatlak oluşumunun başlangıcına kadar yapılan iş (esasen makro deformasyon) ve a_{cp} çatlağın ilerlemesi esnasında yapılan iş'tir.

Gevrek kırılmada $a_{cp} \approx 0$ dır. Bu yüzden numuneyi parçalamak için yapılan iş, başlıca, a_{cf} ile saptanır. Sünek veya yarı gevrek kırılmada metalin tokluğunun başlıca karakteri a_{cp}'dir.

Metaller her zaman bir çatlağın başlamasına yardımcı olan değişik türde hatalar içerir. Bu yüzden bir malzemenin güvenilebilirliği, esasen çatlağın ilerlemesinde yapılan iş'in büyüklüğü ile saptanır. Bununla beraber, çatlağın ilerlemesinde yapılan işi ölçmenin zorluğu da ortadadır. a_{cp} çelikte yüzde olarak kırığın sünek bileşeninin miktarı ile orantılı olduğundan, metalin güvenilirliği numunenin bir çarpma deneyinden oluşan kırığının incelenmesiyle tesbit edilir. Eğer kırık (Şekil 3.6d) tamamiyle sünek ise, metal kritik parçalarda kullanılabilir. Yüzde 50 lifli bileşen içeren bir kırık daha az kritik parçalarda kullanılabileceğini belirtir. Bir gevrek kırığı olan çelik kullanılmamalıdır.

Aynı mukavemet için, bir metalin sünekliği ve tokluğu bir çok faktöre bağlıdır. Bir alaşımın normal ve teğet gerilimlere direncinde, kırık her bir gerilimin nisbi büyüklüğüne göre ya sünek ya da kırılgan olabilir. Yüksek karbonlu sertleştirilmiş çelik, örneğin çekme veya eğme işleminde gevrek veya burulmada ise sünek kırılma gösterir.

Çentikler (kesit alandaki ani değişimler) makine parçasının davranışını şiddetli bir şekilde bozabilir. Delikler, çentikler ve metalin dahili hataları (inklüzyonlar, dövme

demirde grafit, çatlaklar vs) üniform olmayan gerilim dağılımına yol açarak gerilimin yoğunlaşmasına neden olurlar (Şekil 3.13). Bu nedenle bütün olası çentiklere ve deliklere vs *gerilim yükselticiler* denir. Gerilim yükselticiler özellikle sünekliği düşük olan metal ve alaşımlardan yapıları makina parçalarında istenmez. Sünek metaldeki gerilimler, gerilim yükselticide yerel deformasyon nedeniyle dengelenirken, gevrek metalde üniform olmayan gerilim dağılımı aynı kalır ve çatlak maksimum gerilimin olduğu yerde başlar. Bu çatlak gerilimin seviyesini düşürmez; fakat tersine dengesizliği artırır ve kırılmayı hızlandırır. Üniform olmayan gerilim dağılımı bazen plastik deformasyon direncini artırır; fakat daima sünekliği düşürür. Bu nedenle, çentik bir metalin gevrek duruma dönüşümünü özendiren bir faktör olarak kabul edilmelidir.

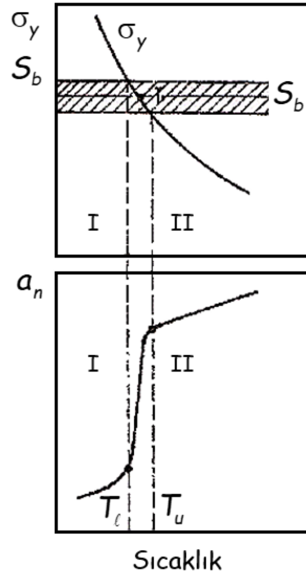
HMK veya SPH kafese sahip bazı metaller özellikle demir (çelik), krom, molibden, tungusten, çinko vs düşük sıcaklıklarda gevrek kırılmaya karşı hassastır. Bu olaya *soğuk kırılganlık* denir. Bu tür gevrek davranış Şekil 3.14'te verilen mekanizma ile açıklanabilir. Gevrek kırılmaya karşı direnci (S_b'yi) değiştirmeksizin sıcaklıktaki bir düşüş, plastik deformasyona karşı olan direnci, (σ_y, $\sigma_{0.2}$)'yi) artırır. Bu nedenle nisbeten yüksek sıcaklıklarda sünek olan metaller düşük sıcaklıklarda bir gevrek kırılma gösterebilirler. Bu tür şartlar altında gevrek kırılmaya karşı dirence akma noktası altındaki gerilimlerde yapılan deneylerde ulaşılır. S_b ve σ_y eğrilerinin kesiştiği T noktası bir metalin gevrek kırılmadan sünek kırılmaya, veya tersine dönüşüm sıcaklığına denk gelir. Bu noktaya *kritik kırılganlık sıcaklıklığı* veya *soğuk kırılganlık eşiği* adı verilir. Ayrılmaya karşı direncin yükselmesiyle metalin gevrek kırılmaya karşı hassasiyeti azalır (Şekil 3.14); yani, metal veya alaşımın sünekten kırılgan davranışa geçiş sıcaklığı düşer.

Soğuk kırılganlık eşiği çentikli numunelerin değişik sıcaklıklarda darbe deneyleri ile saptanır. Deney verileri darbe mukavemetinin üzerine deney sıcaklığı üstündeki bağımlılığı gösteren bir eğri çizilmesinde kullanılır. Daha sıklıkla gözlenen $a_n - t_{test}$ eğrisi sünekten kırılgan duruma kademeli geçişidir; yani, kırılganlığın bir kritik sıcaklık aralığı mevcuttur. Böylece soğuk kırılganlık eşiğinin üst (T_u) ve alt (T_ℓ) sınırları arasında bir farklılık vardır. Sünek lifliden gevrek kristalli kırıklara geçiş, bu sıcaklık aralığında olur (*bknz* Şekil 3.6). Soğuk kırılganlık eşiği yükseldikçe metalin gevrek kırılmaya eğilimi artar. *Soğuk kırılganlık eşiği* sünek lifli yapının, kırığın %50'sini oluşturduğu deney sıcaklığı (T_{50}) olarak saptanır.

Çalışma esnasında önemli miktarlarda dinamik (darbe) yüklere maruz kalan kritik çelik parçalar için kritik kırılganlık sıcaklığı, kırıkta kristalli bölgelerin gözlendiği bir sıcaklık olarak alınır; fakat darbe mukavemeti hala yüksek değerini korur. Metal, soğuk kırılganlık eşiğinin üstündeki ve kırılmanın tamamiyle sünek olduğu sıcaklıklarda kullanılmalıdır.

Soğuk kırılganlık eşiği tane boyutundaki bir artış ile ve kırılgan bileşenlerin tane sınırlarında çökelmesiyle yükseltilir. Böylece, örneğin soğuk kırılganlık eşiği iri-taneli demir için $0°$C ve ince-taneliler için $-40°$C'dir. Bunu takiben süneklik sıcaklık marjı ($20°$C lik bir sıcaklığa göre) iri-taneli demir için $20°$C ve ince-taneliler için $60°$C'dir.

Sünekliğin sıcaklık marjı büyüdükçe, metalin sıcaklık değişimlerine, deformasyon hızındaki bir artışa, gerilim yükselticilere vs olan hassasiyeti azalır.



Şekil 3.14: Kırılmada gevrek ve sünek davranışın deney sıcaklığına bağımlılığı, (a) statik yükleme; (b) dinamik yükleme; I-gevrek kırılma; II-sünek kırılma.

Kendiliğinden (gevrek) kırılmanın yanısıra makine parçaları genellikle çatlakların hızlı ilerlemesi sebebiyle bazı olaylar ve yorulma işlemi, aşınma, sürünme, korozyon vs yüzünden kademeli olarak kırılmaya maruz kalır. Bu kırılma tiplerine karşı direnç, makine parçalarının ve belirli koşullar altında çalışan yapıların *hizmet ömrünü* belirler.

Dayanım sınırı, büyük ölçüde numunenin boyutu, gerilim yükselticileri, yüzey pürüzlülüğü, korozyon etkilerine vs bağlıdır. Dayanım sınırı numunenin boyutundaki bir artış ile düşer. Gerilim yükselticiler dayanım sınırını şiddetle düşürür. Numunenin hazırlanması ile elde edilen yüzey temizliği arttıkça dayanım sınırı yükselir. Bu sınır korozyon ile önemli ölçüde düşer. Dayanım sınırını yükseltmek için parçanın yüzey tabakalarında artık basma gerilimleri üretmek ve yüzeyi sertleştirmek için çabalar sarf edilmektedir. Bu gerilimler dış kuvvetler uygulandığında gelişen çekme gerilmelerinin tehlikeli etkisini azaltır. Bu tür mukavemetlendirme, çeliklerde deformasyon sertleşmesi, indüksiyon sertleşmesi, kimyasal ısıl işlem, karbürleme vs ile başarılır.

Yüzey sertleştirme ve sementasyon ayrıca aşınma direncini artırır. Sürtünme daima makinenin öpüşen parçalarının temas yüzeylerinin nisbi hareketleri arasında oluşur. Bunun bir sonucu olarak, parçalar aşınmaya maruz kalır. Aşınmaya yol açan işleme *aşındırma* denir ve öpüşen yüzeylerin boyutunda bir değişimle sonuçlanarak aralarındaki açıklığın artmasına sebep olur.

Aşınmanın daha doğru bir tanımı sürtünmeye maruz kalan bir cismin boyutlarında kademeli olarak meydana gelen değişimdir. Sürtünme, sürtünen yüzeylerden malzemenin ayrılması veya yüzeylerde kalıcı deformasyon olarak ortaya çıkar. Aşınma; mekanik, korozif-mekanik, erozif (sıvı ve gaz akımlarının etkisiyle), kavitasyonel ve yorulma etki-

lerinin bir sonucu olarak oluşur. Aşınma yoğunluğu, aşınma miktarının aşınmanın oluştuğu belirli yol boyunca oranı olarak tanımlanır ve aşınma hızı aşınma miktarının oluşma zamanına oranıdır. Malzemenin aşınmaya karşı direnç özelliği aşınma hızının tersi veya aşınma yoğunluğu ile değerlendirilir ve buna *aşınma direnci* denir.

Aşınma direnci piston segmanları, krank milleri, makine kızakları vs için malzeme seçiminde dikkat edilmesi gereken bir faktördür. Sürtünen yüzeyler, sürtünme ve aşınmalarının azaltılması için özel yağlayıcılar ile yağlanır. Yağ, öpüşen yüzeylerde ince bir tabakaya yapışır ve parçalar arasındaki metalik temas, bir yağ tabakası teması ile yer değiştirir. Aşındırıcı aşınma olarak bilinen bir aşınma türü, kesme ve sert cisim veya parçacıkların çizgi etkisiyle oluşur. Aşındırıcı aşınma genellikle bir metalin yüzeyinin mineral kaynaklı aşındırıcı ile bozulmasının bir sonucu olarak oluşur. Makine parçalarının sertleştirmesiyle aşınmanın her türüne karşı direnç artar.

Temas yorulması bir çok makine parçası yüzeyinde gözlenir. Bu tür kırılma, yuvarlama sürtünmesi veya yuvarlanma ve kayma sürtünmelerinin birlikte oluşumu şeklinde gözükür. Temas yorulması *yorulma pullanmasına* yol açar. Oyuklaşma ve benzeri yüzey bozulmaları, sürtünen yüzeylerin üstündeki değişken basınç nedeniyle oluşan temas gerilimlerinin darbeli hareketi ile oluşur. Bu durumda kırılma işlemi bir kural olarak, yüzeyde yorulma çatlamasının başlamasından ve bunu takiben parçanın derinliklerine işlemesinden dolayı oluşur. Temas dayanımı, oyuklaşmaya yol açmayan belirli sayıdaki çevirimler süresince uygulanan maksimum temas basıncı olan yorulma pullanma sınırı ile karakterize edilir. Oyuklaşma, çevirimli temas gerilimlerinin etkileriyle ilişkili olduğu için makine parçalarının hizmet ömrü metalin mukavemetinin artırılması ve temas alanlarının üzerindeki özgül yükün (basıncın) azaltılmasıyla artırılabilir.

Bir yapı içindeki metalin mukavemeti (yapısal mukavemet) sadece malzemenin özellikleriyle değil, aynı zamanda yapının tasarlanması, üretiminde muhafaza edilen mühendislik düzeyi ve çalışma şartlarıyla belirlenebilir. Yapısal mukavemet dış ölçüler (boyut etkisi), yapının karmaşık şekli (gerilim yükseltici cinsi), artık işleme gerilimlerinin varlığı, yüzeylerin durumu (pürüzlülük, elektro-kaplama tipi, çeliğin dekarbürüzasyonu vs) ve yapıyı çevreleyen ortam tarafından büyük ölçüde etkilenir. Bu yüzden yapısal mukavemet sadece metalurjik, üretim ve tasarım tedbirlerinin bir kombinasyonu ile artırılabilir.

Bir malzemenin doğal mukavemet özellikleri ve üretilmiş parçanın yapısal mukavemeti arasında özel bir ilişkinin olmaması, genellikle yüksek-mukavemetli malzeme uygulamasında çok belirgindir. Örneğin, çelik için $\sigma_t >$ 120-140 kgf/mm^2, aluminyun alaşımları için $<$ 40-45 kgf/mm^2 ve titanyum alaşımları için $>$ 85 kgf/mm^2. Bu nedenle sadece deney numunelerinden elde edilen verilerle yapısal mukavemete ulaşılması imkansızdır; çünkü bu veriler metal üretim aşamasında ve daha sonra makinede işlenme esnasında maruz kaldığı çok çeşitli işlemlerin etkilerini temsil etmez.

Yapısal mukavemete tam-ölçü veya çalışır durumdaki deneylerden elde edilen veri tabanı üstünde ulaşılabilir. Endüstrinin birçok dallarında (uçak, roket, uzay ve ulaşım mühendisliği) bazı tasarımlar için malzeme seçiminin asıl önemi çekme gerilmesinin veya başka mekanik özelliklerinin ($\sigma_{0.2}$, E, vs) özgül kütleye (yani, yoğunluğa) oranı olarak tanımlanan özgül mukavemettir.

Bölüm 4

ISITMANIN DEFORME OLMUŞ METALE ETKİSİ

Bir metalin şeklini değiştirirken yapılan işin büyük bir kısmı (%95'e kadar) ısı enerjisine dönüşürken geriye kalan enerji, denge konumlarından yer değiştirilmiş metal atomlarının potansiyel enerjisinin artırılmasında harcanır. Bu enerji birikiminin belirtisi, kristal yapıdaki (arayüzeyler, boşluklar, dislokasyonlar, vs) düzensizlik miktarı artması ve deformasyon işlemindeki artık gerilimlerin büyümesidir. Bu nedenle deformasyonla sertleştirilmiş metal termodinamik olarak kararsız durumdadır. Böyle bir metalin ısıtıldığında, metalde kendine gelme ve yeniden kristalleşme proseslerinin oluşmasına yol açarak, deformasyon öncesi sahip olduğu metal özelliklerinin kazanılmasını sağlar.

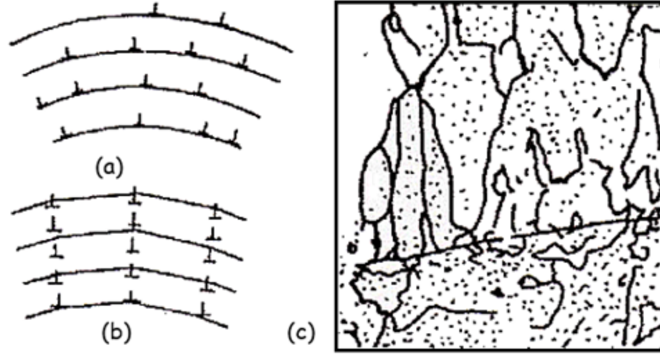
4.1 KENDİNE GELME

Eğer deformasyonla sertleştirilmiş bir metal nisbeten düşük sıcaklıklara, genellikle $0.2T_s$ veya $0.3T_s$ sıcaklığında, ısıtılırsa kendine gelme prosesi oluşur. İkinci sınıf mikro gerilimlerinin giderilmesi ve kristal kafes çarpılmalarının yok edilmesi (III. sınıf gerilimler), yapısal hata yoğunluğunun azalması ile sonuçlanır. Kendine gelmiş metalin yapısı optik mikroskop ile incelendiğinde, deforme olmuş duruma kıyasla herhangi bir önemli değişim gözlenmez.

Kendine gelme iki aşamadan oluşur. Kendine gelmenin ilk aşamasına *gerilim giderme* denir ve $0.2T_s$[1] sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda oluşur. Nokta hatalarının (boşluklar) çoğu bu aşamada azaltılır ve dislokasyonlar yeniden düzenlenir; fakat yeni alt sınırlar oluşmaz.

Boşluk fazlalıkları ve arayer atomları ısınma esnasında yeniden düzenlendiklerinde, dislokasyonlar tarafından yutulur. Boşluklar tane sınırlarına göç ettiği için boşluk konsantrasyonu düşer. Bir boşluk bir arayer atomu ile karşılaşınca birbirini yok ederler. Bu

[1] T_s katılaşma veya ergime sıcaklığı olup, mutlak sıcaklık ölçeğindedir.



Şekil 4.1: Poligonizasyon prosesi, (a) deformasyon sonrası dislokasyonların düzeni; (b) blok sınırların oluşumu; (c) düşük karbonlu çeliğin yapısındaki alt taneler. $\times 500$

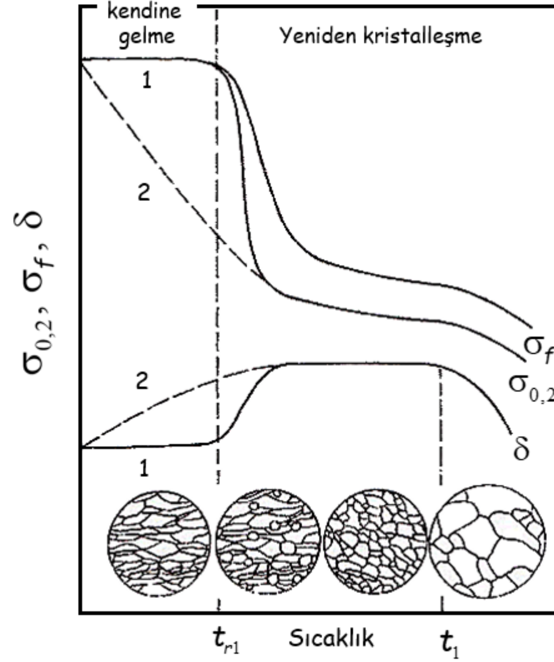
gerilim giderme işlemi ile dislokasyonlar da kısmen yok edilir. Ters işaretli dislokasyonlar birbirini çekerek imha ederler.

Kendine gelmenin ikinci aşaması, kristallerin düşük-açılı sınırları olan alt tanelere (poligon) parçalanmasını içeren *poligonizasyon*'dur. Poligonizasyon işlemini açıklamak için aşağıdaki dislokasyon mekanizması sunulmuştur. Örneğin, eğmeyle bir kristalin deformasyonunda ile dislokasyonlar kayma düzlemlerinde rastgele dağılmış olarak oluşur (Şekil 4.1a). Metal kendi kendine difüzyona müsaade edecek yeterlilikte ısıtılınca, artık dislokasyonlar dislokasyon duvarları ile hizalanır. Bu tek kristal veya çok kristalli tanelerde poligonların oluşumuna yol açar. Bu taneler dislokasyonsuz olup, bir birlerinden küçük-açılı dislokasyon sınırları ile ayrılırlar (Şekil 4.1b). Bu klasik poligonizasyon türü, az deformasyon işlemini takiben $0.25T_s$ veya $0.3T_s$'ye ısıtılmasıyla oluşur.

Kendine gelme işlemi sırasında, metalin bazı mekanik özelliklerinde bir değişim gözlenmez (Şekil 4.2, 1 eğrileri). Al, Ti ve tek kristalli Mo ve W gibi bazı metallerde kendine gelme işleminde mukavemet önemli derecede düşer; süneklik artar (Şekil 4.2, 2 eğrileri). Isıl direnci de artar. Bakır, nikel ve bunların alaşımlarının poligonizasyonunda belirli bir aşamada sertlik, akma noktası, elastisite ve dayanım, sünekliğin artmasıyla birlikte artar. Elastik olmayan etkiler hep birlikte azalır. Mukavemet kazandırma, hareketli dislokasyonların empüriteler ile sabitleştirilmesi ve deforme olmuş metalin poligonizasyonunda oluşan dislokasyon duvarları nedeniye oluşur. Poligonların boyutundaki bir artış (yüksek bir sıcaklıkta ısıl işlem veya daha uzanca bir süre ısıtma ile), dislokasyonlar yok edilmesine sebep olur ve mukavemette[2] azalmaya yol açar.

Al, Mo ve W da poligonizasyon yüksek bir hızda ilerler ve alt taneler farkedilir büyüklüklere ulaşır ve şiddetli bir biçimde sünekleşir; mukavemet düşer. Elektriksel direnç gibi bazı fiziksel özellikler, pratik olarak tamamiyle, hatta kendine gelmenin birinci aşamasında, iyileştirilir. Bu durum boşluk konsantrasyonundaki azalma ve dislokasyonların yeniden dağılımlarının bir sonucudur.

[2]Poligonlar oldukça büyük boyutlara ulaşabilir ($\approx 10\mu$,). Bu poligonizasyona "yerinde yeniden kristalleşme" denir.



Şekil 4.2: Isıtmanın deformasyonla sertleştirilmiş metalin yapısı ve mekanik özelliklerine etkisi.

4.2 YENİDEN KRİSTALLEŞME

Birincil yeniden kristalleşme: Sıcaklıktaki ilave artış atomların hareketliliğini artırır ve belirli bir sıcaklığa ulaşıldığında eş eksenli taneler oluşur. Şekil 4.2'den de açıkça görüldüğü gibi, deforme olmuş taneler t_{rt} değerine kadar korunur. Bu sıcaklıkta deforme olmuş metal içinde çekirdekler oluşur ve büyüyerek çarpılmamış kafes içinde yeni taneler haline gelir ve matris içinde diğerlerinden büyük tane-sınır açısıyla ayrılır (büyük-açılı sınırlar). Yeni tanelerin çekirdekleri, muhtemelen en fazla kafes çarpılmalarının yoğunlaştığı, artan dislokasyon yoğunluğuna sahip yerlerde oluşur; yani, deforme olmuş taneler (mozaik bloklar) sınırlarında veya taneler içindeki kayma düzlemlerinde oluşurlar. Bu çekirdeklerin daha da büyümesi, atomların deforme olmuş kısımlardan buralara transferi ile olur.

Deformasyonla sertleşmiş bir metal ısıtıldığında eski taneler iyileştirilmez, yerine tamamiyle yeni taneler oluşur ve boyutları başlangıç tanelerinden farklı olabilir. Yönlenmiş lifli yapının yerine eş eksenli tanelerin oluşumuna *yeniden kristalleşme işlemi* veya *birincil yeniden kristalleşme* denir. Birincil yeniden kristalleşme termodinamik olarak avantajlıdır; çünkü hacim serbest enerjisinde bir düşme gözlenir. Yeniden kristalleşmenin bir sonucu olarak deformasyon sertleşmesinin etkileri pratik olarak tamamiyle yok edilir ve özellikler başlangıç değerine yaklaşır. Şekil 4.2'den de görüleceği gibi, çekme gerilmesi ve özellikle akma noktası yeniden kristalleşme ile keskin bir şekilde düşer ve süneklik ar-

tar (δ ve ψ). Mukavemet ve sertlikteki bu düşüş, kafes çarpılmasının yok edilmesi ve dislokasyon yoğunluğundaki şiddetli azalmayla açıklanabilir. Yeniden kristalleşme dislokasyon yoğunluğunu $10^{10} - 10^{12}$ cm^{-2}'den $10^6 - 10^8$ cm^{-2}'ye düşürür. Yeniden kristalleşmenin başladığı ve devam ettiği en düşük sıcaklık olan metalin yumuşatıldığı sıcaklığa (t_{rt}) *yeniden kristalleşme sıcaklık eşiği* denir.

Bu sıcaklık, ergime noktası gibi bir fiziksel sabit değildir. Herhangi bir metal veya alaşım için metalin ısıtılma süresi, önceki deformasyon derecesi, deformasyon öncesi tane boyutu ve başka faktörlere bağlıdır. Yeniden kristalleşme sıcaklık eşiği daha düşüktür ve deformasyon derecesi arttıkça deformasyondan önceki tane boyutu daha küçük ve ısıtma süresi daha uzun olacaktır.

Yeniden kristalleşmenin başladığı t_{rt} sıcaklığı önemli derecede deformasyona maruz kalan ticari saflıktaki metaller için yaklaşık olarak 0.4T_s'dir. Saf metaller için bu sıcaklık 0.1T_s ile 0.2T_s'ye düşürülür ve katı çözelti alaşımları için 0.5T_s ile 0.6T_s'ye yükseltilir. Bu kural, bir yaklaşım olarak, birincil yeniden kristalleşmenin başladığı sıcaklığı belirlemeye yardımcı olur. Kurşun için yaklaşık 33°C ve bakır için 270°C'dir. Metal, deformasyon sertleşmesinin etkisini tamamiyle yok etmek için yüksek yeniden kristalleşme hızını sağlayacak ve işlemi tamamlayacak yüksek sıcaklıklara ısıtılır. Bu ısıl işleme *yeniden kristalleşme tavlaması* denir. Bazı durumlarda süneklik, metalin yeniden kristalleşme sıcaklığının altında *alt yeniden kristalleşme işlemi* adı verilen tavlama işlemine tabi tutularak metalin mukavemeti düşürülmeksizin, artırılır. Bu poligonlaşmış bir yapının oluşmasına yol açar. Bu tür tavlama bazı aluminyum ve magnezyum alaşımları için kullanılır. Alt yeniden kristalleşme tavlaması, bakır alaşımlarından yapılan yay ve zarların elastik özelliklerini iyileştirmek için de kullanılır. Gerekli tavlama sıcaklığı deneysel olarak saptanır.

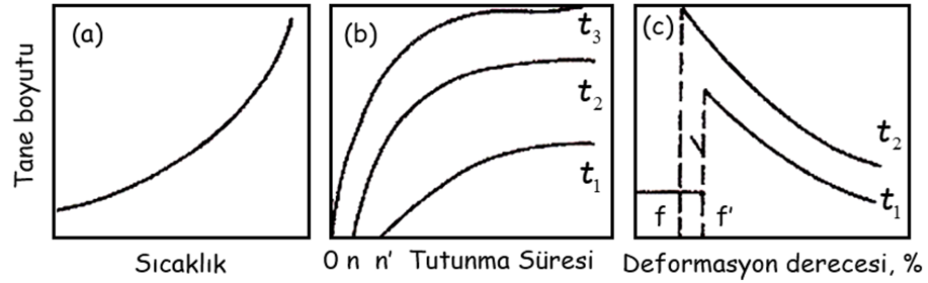
Ortak yeniden kristalleşme: Birincil yeniden kristalleşme tamamlandığında bunu takib eden ısıtma, bazı yeniden kristalleşmiş tanelerin, diğerlerinin[3] pahasına büyümesine yol açar. Bu durum büyük-açılı sınırların dış bükey sınırlı tanelerin iç bükey sınırlı taneleri yutması şeklindeki hareketleriyle oluşur. Yeni kristalleşen tanelerin büyümesine *ortak yeniden kristalleşme* denir. Ortak yeniden kristalleşmenin esas sebebi tane büyümesindeki sınırların miktarını düşürerek tane sınırı enerjisini düşürme çabalarıdır. Ortak yeniden kristalleşme sürecinde akma noktası Hall-Petch denklemine göre düşer.

Süneklik, t_1'den yüksek bir sıcaklıkta, yüksek tane büyüme hızının bir sonucu olarak da düşebilir (yeniden kristalleşmenin fazla ısıtmaya etkisi için *bknz* Şekil 4.2).

İkincil Yeniden Kristalleşme: Eğer yeni tanelerden herhangi birinin daha da büyümesinin arzu edildiği şartlar varsa, yeniden kristalleşmenin bu aşamasına ikincildir denir. Hızlı bir oranda büyüyen taneler çekirdekleşme merkezleri olarak kabul edilebilir ve büyüme işlemine bu yüzden ikincil yeniden kristalleşme denir. Bu işlemin bir sonucu olarak çok az sayıda iri taneler ile birlikte bir çok küçük taneler oluşur.

---

[3] Ortak yeniden kristalleşme büyümekte olan yeniden kristalleşen çekirdeklerin birbirlerine temas ettikleri durumda başlar.

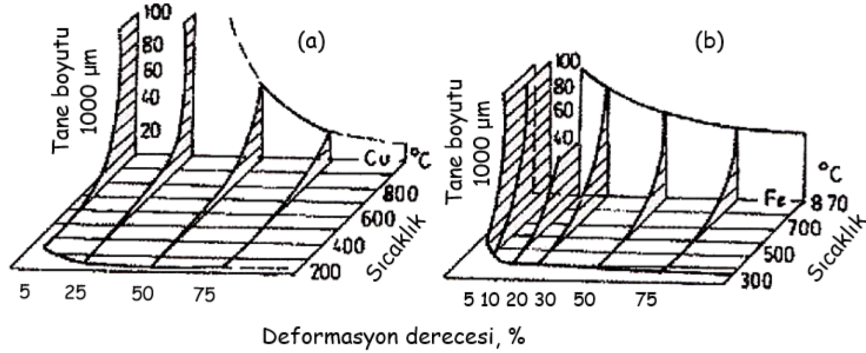


Şekil 4.3: Sıcaklık, tutma süresi ve daha önceki deformasyon derecesinin yeniden kristalleşen tanelerin boyutu üzerine etkisi $(t_1 < t_2 < t_3)$. On ve On'-kuluçka periyodları; f ve f'-kritik deformasyon dereceleri.

İkincil yeniden kristalleşme bazı tanelerin arzu edilen yönlenmelerinin daha fazla büyümelerine göre, diğer tanelere kıyasla daha düşük hata konsantrasyonları ve empüritelerin düzensiz dağılımından kaynaklanan daha yüksek sınır hareketliliğinden oluşur. İkincil yeniden kristalleşme iri tanelerin oluşumuna ve değişken tane boyutuna yol açarak metalin süneklili̇ğini düşürür.

Yeniden Kristalleşme Sonrası Tane Boyutu: Yeniden kristalleşen tanelerin boyutunun metalin özellikleri üzerinde belirgin bir etkisi vardır. Yukarıda bahsedildiği gibi, küçük taneli metal ve alaşımların daha yüksek mukavemet ve özellikle yüksek sünekliği vardır. Bazı durumlarda metalin iri (kaba) taneli olması gereklidir. Transformatör çeliği ve ticari demir iri taneli iken maksimum manyetik özelliklere sahiptir. Soğuk işlemden ve yeniden kristalleşmeden sonra tane boyutu, başlangıç tanelerin boyutundan daha iri veya ufak olabilir. Tane boyutu, yeniden kristalleşme tavlama sıcaklığına (Şekil 4.3a) ve bu sıcaklıkta tutma süresine (Şekil 4.3b), daha önceki deformasyon derecesine (Şekil 4.3d), alaşımın kimyasal bileşimine, başlangıç tane boyutuna ve çözünmeyen empüritelerin varlığı gibi etkenlere bağlıdır. Belirli bir deformasyon derecesi için tane boyutu, sıcaklıktaki bir artış ve bu sıcaklıkta tutma süresi ile, artar. Daha önceki deformasyon derecesi ne kadar büyük olursa, yeniden kristalleşen taneler o derece küçülür (Şekil 4.3c). Düşük sıcaklıklarda (t_1 ve t_2, Şekil 4.3b), fakat t_{rt} değerinin üstünde yeniden kristalleşen tanelerin oluşumu aniden başlamaz; sadece *kuluçka periyodu* adı verilen bir zaman diliminden sonra başlar.

Çok düşük deformasyon derecelerinde (Şekil 4.3c), ısıtma yeniden kristalleşmeye neden olmaz. Deformasyonun %3-15 olduğu bir durumda tane boyutu tavlamayı takiben hızla büyür ve başlangıç tanelerinin boyutundan bir kaç kez daha büyük olabilir. Bu deformasyon derecesine *kritik*tir denir. Bir metal kritik deformasyon derecesine maruz kaldığında yeniden kristalleşme prosesi yeni tanelerin oluşumu ve müteakip büyümeleri şeklinde tanımlanan mekanizma ile ilerlemez. Kritik deformasyon derecesini takib eden ısıtma sadece bitişik taneleri yutarak bazı başlangıç yeniden kristalleşmemiş tanelerinin hızlı büyümesine yol açar. Değişik tanelerin düşük dereceli deformasyonunda ikincil yeniden kristalleşmeye benzeyen bu yeniden kristalleşme mekanizması, deformasyonun düzensiz olması nedeniyledir. Bu durum daha az deforme olmuş tanelerin ısıtmayla, yani



Şekil 4.4: (a) Bakır; (b) demir için yeniden kristalleşme diyagramları.

daha düşük bir serbest enerji değerine sahip olan taneler daha çok deforme olan taneler pahasına büyümelerini mümkün kılar. Metal, kritik değer üstündeki bir deformasyon ile birincil yeniden kristalleşme gösterir. Böylelikle metalin ısıtılmasını takiben mümkün olan birincil kristalleşme üstünde deformasyonun kritik derecesi minimumdur. Bu daha yüksek dislokasyon yoğunluklu bölgelerin sayısı deformasyon derecesi ile artarak yeniden kristalleşme merkezlerinin oluşumunun artırması gerçeğinden türemektedir. Yüksek deformasyon derecesinde yeniden kristalleşen çekirdek oluşum hızı büyüme hızını aşar. Bu durum ince (ufak) tane yapısının elde edilmesini sağlar.

Tane boyutunun sıcaklık ve deformasyon derecesine bağımlılığı genellikle yeniden kristalleşme oluşum diyagramları ile temsil edilir (Şekil 4.4). Bu diyagramlar yeniden kristalleşme tavlaması için uygun şartların seçiminde bir ilk yaklaşım olarak uygulanabilir. Bununla beraber bu tür tavlamanın sonucunun diğer faktörlere de bağlı olduğunu hatırlamak gerekir. Diyagramlar, empüritelerin etkilerini, ısıtma hızı ve deformasyon öncesi tane boyutunu hesaba katmaz. Metal daha hızlı ısıtılırsa tane boyutu da daha ufak olacaktır. Ufak başlangıç tane boyutu, kritik deformasyon derecesini yükseltir ve verilen deformasyon derecesinde, yeniden kristalleşen tane daha ufak olacaktır.

Yeniden Kristalleşme Dokusu: Deformasyon öncesi bir yüksek dereceyi takiben, ısıtmadan sonra, yeniden kristalleşme dokusu adı verilen bir oluşumun sebebi olan bir doku oluşur. Burada yeniden kristalleşen yeni tanelerin tercihli bir kristallografik düzeni vardır. Elde edilen yeniden kristalleşme dokusunun doğası, tavlama şartlarına, uygulanan mekanik işleme yönteminin türüne (haddeleme, tel çekme vs) ve ayrıca metal içinde var olan empürite türü ve miktarına bağlıdır.

YMK kafesli (C12) metallerin düşük tavlanma sıcaklıklarında, yeniden kristalleşme dokusu deformasyon ile elde edilen doku ile aynıdır. Yüksek tavlama sıcaklıklarında yeniden kristalleşme dokusu deformasyonda elde edilenden farklılık gösterir veya doku mevcut değildir. Yeniden kristalleşme dokusu Cu, Al, Fe ve diğer metallerde gözlenebilir. Eğer böyle bir doku oluşursa, tavlanmış çok kristalli metal anizotropik özellikler sergiler.

Anizotropi çoğu durumda arzu edilmez. Levha çekerken metal baskılı (pres) işleme

hatalarından (kırışıklık, kenar vs) kaçınmak için bütün yönlerde eşit şekilde deforme edilmelidir. Fakat bazen bir doku elde etmek daha avantajlı olabilir. Transformatör çeliğinde manyetik geçirgenliğin anizotropisinden o şekilde faydalanılır ki, geçirgenliğin haddeleme yönündeki maksimum değeri [100] manyetik akı yönüne paraleldir.

4.3 SOĞUK VE SICAK DEFORMASYON

Sıcak ve soğuk deformasyon arasındaki fark, deformasyon oranı ve yeniden kristalleşme sıcaklığına bağlıdır. Soğuk deformasyon yeniden kristalleşme sıcaklığı altındaki sıcaklıklarda yapılır. Bu yüzden, soğuk deformasyon (işlem) metalin deformasyon veya işlem sertleşmesine yol açar.

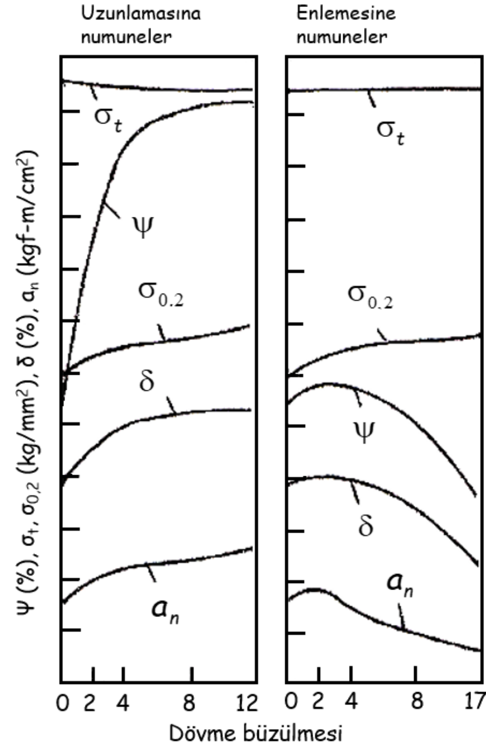
Deformasyon, yeniden kristalleşme sıcaklığının üstünde yapılırsa, bu işleme sıcak deformasyon denir ve tamamiyle yeniden kristalleşmiş bir yapı elde edilir. Bu sıcaklıklardaki deformasyon ayrıca sertleşmeye sebep olur ("sıcak deformasyon sertleşmesi"). Bu sertleşme, işlem sıcaklığı ve bunu takip eden soğuma prosesinde oluşan poligonizasyon ve yeniden kristalleşme ile kısmen veya tamamen yok edilir. *Statik poligonizasyon* ve *yeniden kristalleşme*'nin tersine, bu işlemler deformasyon esnasında oluştuğunda bunlara *dinamik*'tir denir.

Deformasyon prosesinde deformasyon sertleşmesi (dislokasyon yoğunluğunun artması) sebebiyle mukavemetlendirme, metallerin sıcak işlenmesinde (haddeleme, şekil verme, presleme, vs) sürekli olarak dinamik poligonizasyonda yumuşama prosesi (dislokasyon yoğunluğunu azaltma) ve deformasyon ve müteakip soğuma esnasında yeniden kristalleşme ile yer değiştirir. Bu durum dinamik poliganizasyon ve yeniden kristalleşme ve proseslerinin arasındaki temel farktır. Statik ve dinamik proses mekanizmaları aynıdır. Sıcak ve soğuk işleme arasındaki sınırın koşullu ve yapılan işlemin türüne, hızı ve sıcaklığına ve de metal (veya alaşımların) yeniden kristalleşme hızına bağlı olduğu akılda tutulmalıdır.

Alaşımın bileşimi ve deformasyon hızına bağlı olarak sıcak-işlem genellikle $0.7T_s$ ile $0.75T_s$ sıcaklıklarında gerçekleştirilir. Bu sıcaklıklarda dinamik poligonizasyon ve yeniden kristalleşmenin deformasyon esnasında oluşmaları için yeterli zamanları vardır. Bu metalin plastik deformasyona karşı direncini önemli ölçüde azaltır ve sünekliği artırır.

Metalin deformasyonunu takiben kısmen yeniden kristalleşmiş bir yapısı olduğu durumda bu işleme *ılık deformasyon* adı verilmelidir. Bu şartlar altında büyük kesit alanlı metali işlemek zordur. Eğer metal (veya alaşım) hâlâ deformasyon sertleşmeli durumda ise veya yeniden kristalleşme sıcaklığının üstündeki deformasyonu müteakip bir poligonlu yapısı varsa, bu proses soğuk-işlem olarak kabul edilir.

Eğer yeniden kristalleşmemiş veya sadece kısmen yeniden kristalleşmiş yapıya sahip bir metal ısıtılırsa, yukarıda tanımlanan mekanizma ile beraber statik yeniden kristalleşme oluşur.



Şekil 4.5: %0.45 C içeren çeliğin dövmeyle enine ve boyuna yönlerde (liflerle aynı ve karşı yönlerde) büzülmenin mekanik özelliklere etkisi.

4.4 MEKANİK ÖZELLİKLER İLE MAKRO-YAPIYA ETKİSİ

İngotlar, haddeleme ve şekil verme işlemlerinde başlangıç malzemesi olarak kullanılır. Sıcak-işlemde ingotun dendiritik yapısı değişerek dendiritler deformasyon yönünde uzarlar. Fazla miktarda empürite ve inklüzyonlar içeren dendiritler arasındaki bölge de deforme olur ve lifli bir yapı kazanır.

Bu tür bir lifli yapı, mekanik özelliklerin özellikle darbe mukavemetinin anizotropisi ile karakterize edilir. Şekil 4.5'ten de açıkça görüldüğü gibi, darbe mukavemeti boyca daha uzun ve enine yönde (metalin haddeleme yönü, şekil verildiği yöne göre) daha azdır. Lifli ya da bantlı yapının sünekliğe etkisi nisbeten daha azdır. Mukavemet ve sertlik pratik olarak bantlamadan etkilenmez. Makinelerin güvenirliğini artırmak için şekil-vermede lifli yönü (tane akış yönü de denir) parçaların çalışma esnasında gelişen maksimum gerilimlerin yönüyle çakışmalıdır.

Deformasyon derecesindeki bir artış ile çeliğin özellikleri önce bütün yönlerde iyileştirilir (Şekil 4.5). Yüksek dereceli deformasyonda süneklik (ψ) ve darbe mukavemeti enine yönde büyük ölçüde bozulur.

Bölüm 5

ALAŞIMLARDA FAZLAR

Alaşımlarda bileşenlerin değişik etkileşimlerinin bir sonucu olarak sıvı çözeltiler, katı çözeltiler ve kimyasal bileşikler gibi fazlar oluşabilir.

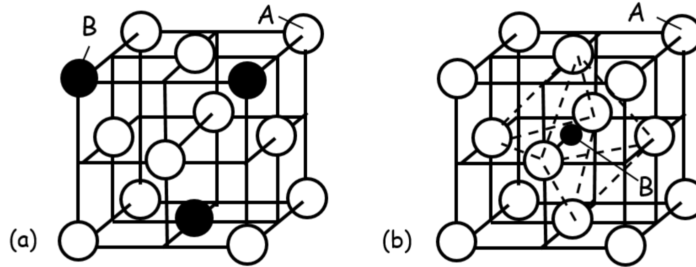
5.1 KATI ÇÖZELTİLER

Katı çözeltilerde alaşımın bir bileşeni kristal kafes yapısını koruyan ve diğer bileşenin atomları birinci bileşenin kafesi içinde yer alarak (eritken denir) boyutunu değiştiren (kafes sabitlerini) fazlardır. Böylece bir katı çözelti iki veya daha fazla bileşeni olsun ya da olmasın bir tek kristal kafese sahip olup tek faz oluşturur.

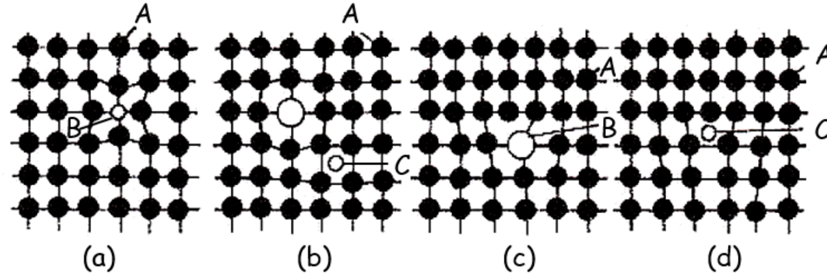
Yeralan (Şekil 5.1a) ve arayer (Şekil 5.1b) katı çözeltileri vardır. Yeralan katı çözeltisi oluşturulurken çözünen bileşenin atomları (B) çözen atomu (A) (matris atomu) kristal kafesinde yer değiştirir. Çözünen atomlar, matris atomlarının herhangi biriyle rastgele yer değiştirebilir; fakat bütün atomların nisbi düzeninin istatistiksel olarak düzensiz olmasını gerektirmez.

Bir arayer katı çözeltisi oluşturulurken (Şekil 5.1b) çözünen atomlar çözeltinin kristal kafesindeki atomlar arasındaki boşluklara yerleşir. Çözünen atomlar öyle herhangi bir atomlararası boşluğu işgal etmezler; sadece daha çok boş yer içeren atomlararası boşluğu doldururlar. Örneğin sıkı paket YMK kafeste en uygun yer oktahedral boşluğudur. Oktahedral boşluğu birim hücrenin merkezindedir ve içine yarıçapı $0.41R$ olan bir küre sığdırılabilir; burada R kafes noktalarındaki atomların yarıçapıdır. HMK kafeste en fazla hacimli boşluk yüzeylerin merkezindedir ve içine yarıçapı $0.291R$ olan atom (küre) sığdırılabilir (tetrahedral boşluk). Böylece boşluklar YMK kafeste daha sıkı paketli olmasına rağmen HMK kafesten daha fazladır.

Bir katı çözelti oluştuğunda kristal kafes, elektronik yapı çözücünün boyutu ve çözünen atomlar farklılık gösterdiği için, her zaman çarpılır ve kafes sabitleri değişir (Şekil 5.2a ve b). Yeralan katı çözeltisi oluşturulunca, kafes sabiti çözünen ve çözen atomların atom yarıçaplarının oranına bağlı olarak ya artar ya da azalır. Bir arayer katı



Şekil 5.1: (a) Yeralan ve (b) arayer katı çözeltilerinin şematik diyagramı.



Şekil 5.2: Bir katı çözeltide kristal kafesin çarpılması, (a) ve (b) B ve C bileşenlerinin atomlarının rastgele A metali kafesi içindeki düzeni; (b) B ve C bileşenlerinin atomları dislokasyona hareket ederek kafesin enerjisini azaltması.

çözeltisinde çözücünün kafes sabiti her zaman artar. Çözünen atomlar sık sık dislokasyonlarda toplanarak (Şekil 5.2c ve d) elastik (uzama) enerjilerini düşürür.

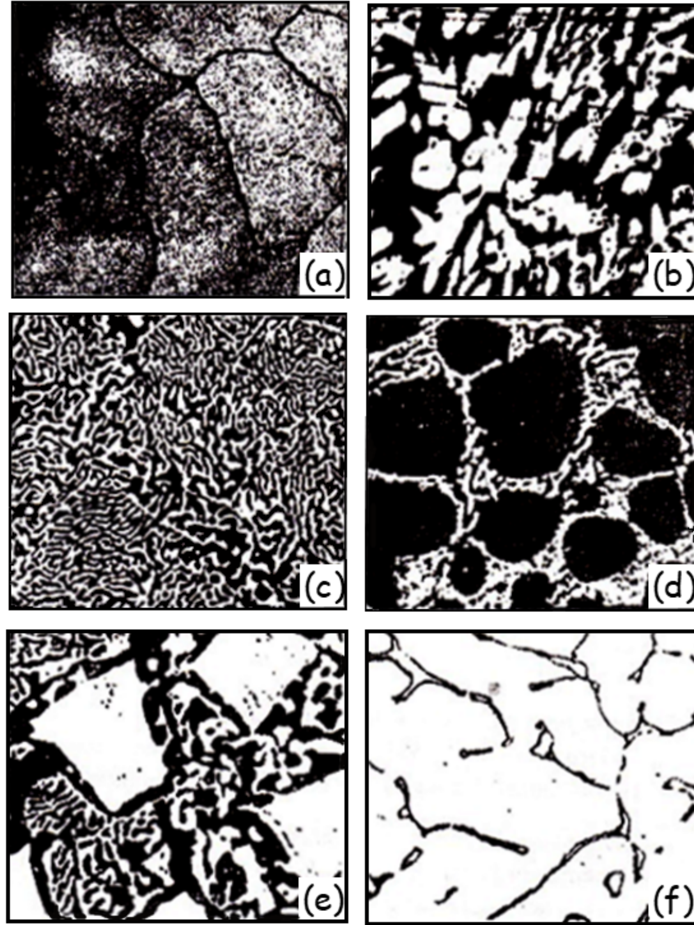
Yeralan katı çözeltilerinde çözünen atomların daha ufak boyutu (çözünen atoma göre) kafesin sıkıştırıldığı bölgede ve daha büyük olanlar da kafesin gerildiği bölgede toplanır (Şekil 5.2a ve b). Bir arayer katı çözeltisi oluştuğunda çözünen atomlar ek düzlemin kenarının üstündeki gerdirilmiş boşlukları işgal eder (Şekil 5.2d). Yabancı atomlar bir dislokasyon bölgesinde, bir düzenli kafes yapısına sahip bölgeden (burada atomlar kafesin yeralan çarpılmasına[1] sebep olur) daha kolaylıkla yerleşir. Arayer atomları dislokasyonlara yeralan atomları ve Cottrel atmosferlerinden çok daha sıkı bir şekilde bağlıdır. Bir "atmosfer" oluşumu, kafes çarpılmasında bir azalmaya neden olurken, kafesin kararlılığını belirler. Atomların Cottrell atmosferlerinden kaçması veya kopması önemli miktarda enerji gerektirir.

Denge durumundaki homojen kristal taneli (Şekil 5.3) bir katı çözeltinin mikroyapısı saf metalin yapısından sadece çok az farklılık gösterir[2].

---

[1]Bir katı boyunca hata bölgelerinin çözünen atomlar ile zenginleştirilmesi ile hataların ilave (artık) enerjisinde azalmaya yol açan olaya "ayrışmaksızın segregasyon" veya V. I. Arkharov'a göre "dahili adsorpsiyon" denir. Taneler ve alt tanelerin sınırlarında, dislokasyon yığınlarında vb gözlenir. Çözünen empüritelerin arzu edilen adsorpsiyon aktivitesine yüzey aktivitesi denir ve bu tür aktiviteye sahip empüritelere yüzey-aktiftir denir.

[2]Fiziksel metalurjide saf metalleri büyük harflerle (A, B, C vs) ve katı çözeltileri de küçük yunan



Şekil 5.3: Alaşımların mikro yapısı, (a) Ni-Cr katı çözeltisi $\times 300$; (b) iki katı çözeltinin peritektik yapısı; Cu-Zn alaşımlarında α (beyaz bölgeler) ve β' (karanlık bölgeler); (c) Pb-Sb sisteminde α ve β katı çözeltilerinin ötektik karışımı; (d) Pb-Sb sisteminde ötektik karışım $\alpha+\beta$ ve fazlalık α (Pb) kristalleri; (e) Pb-Sb sisteminde ötektik karışım $\alpha+\beta$ ve fazlalık β (Sb) kristalleri; (f) Al-Cu sisteminde $CuAl_2$ kristalleri (tane sınırları boyunca) ve α-katı çözeltisi. $\times 250$

Bütün metaller karşılıklı olarak belirli bir dereceye kadar bir biri içinde katı halde çözünür. Örneğin %5.5'a kadar bakır Al içinde ve %39'a kadar çinko bakır içinde kristal kafeslerini değiştirmeksizin çözünür. Bileşenlerin herhangi bir miktarda kristal kafeste birbirleriyle yer değiştirebildikleri durumda bir dizi katı çözelti oluşabilir.

Sınırsız çözünebilir bileşenelerin yeralan katı çözeltiler, eğer aşağıdaki şartlara uyarsa, oluşabilir:

1. Bileşenler aynı kristal kafes tipine sahip olmalıdır (bu tür kafeslere izomorfik denir). Sadece bu durumda katı çözelti konsantrasyonundaki bir değişim bir bileşenin kristal kafesinden bir diğerinkine sürekli geçişi mümkün kılacaktır.

2. Bileşenlerin atom boyutları arasındaki fark (ΔR) çok az olmalı ve belirli bir değeri aşmamalıdır (Hume-Rothery kuralı). Bu fark bakır esaslı alaşımlar için %14-15'e, demir esaslı alaşımlar için %9'a ulaşabilir.

3. Bileşenler periyodik tablodaki elementlerden aynı guruba veya bitişik gruplara ait ve benzer yapıdaki valans kabuklu atomlara sahip olmalıdır.

Örneğin, aşağıda verilen YMK kafesli metaller katı halde sınırsız çözünürlüğe sahiptir: Ag ve Au (ΔR=%0.2), Ni ve Cu (ΔR= %2.7), Ni ve Pd (ΔR=%10.5), Fe ve Co, Fe ve Cr vs . Na, Ca, K, Pb, Sr, vs gibi büyük atom çaplı metaller γ-Fe, Cu ve Ag içinde çözünmezler.

Bütün bu yukarıda listelenen şartların sağlandığı durumda bile bir dizi katı çözelti oluşmayabilir. Örneğin bakır $\gamma-$Fe ile bu şartlara uyum sağlamaz. Katı çözeltilerin oluşumunu idare eden karmaşık fiziko-kimyasal etkileşim kanunları henüz tam anlamıyla anlaşılamamıştır.

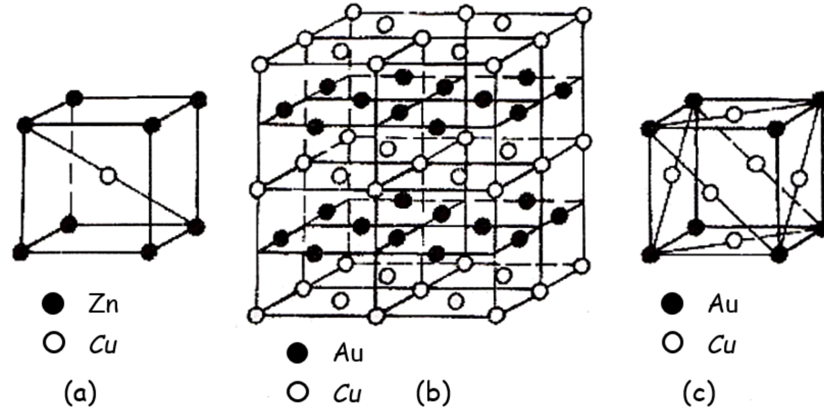
Arayer katı çözeltileri; sadece çözünen atomların çapı küçük olduğunda oluşabilir. Bu nedenle bu tür katı çözeltiler çözücü metal olduğunda (örneğin demir, molibden, krom vs) ve çözünen karbon ($R = 0.77$ Å), azot (0.71 Å) veya hidrojen (0.46 Å) olduğunda gözlenir (yani, bir küçük atom yarıçaplı element). Arayer katı çözeltileri sadece sınırlı konsantrasyonlarda olabilir; çünkü kafesteki atomlararası boşluklar sınırlıdır ve esas bileşen atomları kafes noktalarında kalır. Bu tip katı çözeltinin rolü özellikle çelik ve dökme demirlerde önemlidir.

Düzenli Katı Çözeltiler (Süper Kafesler): Bazı alaşımlarda (Cu-Au, Fe-Al, Fe-Si, Ni-Mn gibi), bunlar yüksek sıcaklıklarda yeralan katı çözelti oluşturur; atomlar yavaş soğutma veya ısıtma ile belirli bir sıcaklıkta bir yeniden dağılım gösterir. Bileşenlerin atomları sonuç olarak kristal kafeste belirli konumları işgal eder (Şekil 5.4).

Tamamiyle düzenli[3] durumda bir bileşenin atomları bir alt kafesteki bütün noktaları ve diğer bileşeninkilerde diğer alt kafesi işgal eder.

---

harfleriyle (α, β, γ, vs) göstermek bir genel uygulamadır. Üstlü küçük yunan harfleri düzenli katı



Şekil 5.4: Düzenli katı çözeltilerinin kristal kafesleri, (a) CuZn; (b) CuAu; (c) Cu_3Au.

Nisbeten düşük sıcaklıklarda kararlı olan katı çözeltilere düzenli katı çözeltiler veya süper yapılar denir. Bir süper yapının oluşumu özelliklerde değişim ile sonuçlanır. Böylece, örneğin Permalloy alaşımında bir süper yapı oluşumu (demir ve %78.5 Ni) manyetik geçirgenliği şiddetlice düşürür (Kurnakov noktası). Aynı zamanda sertlik artar, süneklik düşer ve elektriksel direnç değişir.

Tamamiyle düzenli çözeltiler (S=1) bileşenlerin atomik yüzde oranları tam sayı olan alaşımlarada (yani, 1:1, 1:2, 1:3 vs) oluşur. Burada örneğin kimyasal bileşiğin formülü CuAu veya Cu_3Au şeklindeki bir düzenli katı çözelti için atanabilir. Düzenli katı çözeltiler veya kimyasal bileşikler arasında orta fazlar olarak kabul edilebilir. Kafesteki her iki bileşenin atomlarının düzenli dizilimi ve özelliklerindeki önemli derecedeki değişiklikler kimyasal bileşiklerin tipik davranışı gibidir. Bununla beraber düzenli çözeltiler, kimyasal bileşiklerden çözücü kafes yapılarını koruyabilme özelliğiyle farklılık gösterir ve S ve σ mertebesi, çözelti belirli bir sıcaklığa ısıtıldığında aşamalı olarak düşer. Bu sıcaklığın üstünde katı çözelti düzensiz hale gelir (S=0).

5.2 KİMYASAL BİLEŞİKLER

Metalik alaşımlarda, kimyasal bileşikler ve fazların çok fazla sayıda çeşitliliği vardır. Normal valans kuralına göre oluşan kimyasal bileşikleri katı çözeltilerden ayıran tipik özellikler şunlardır:

çözeltiler için kullanılır (α', β', γ', vs).

[3]Düzenin derecesi uzun-mesafe düzen derecesi ile karakterize edilir: $S = (r - w)/(r + w)$, burada r kendi alt kafesinde bileşenin atom sayısı ve w diğer alt kafesin atom sayısıdır. Böylece maksimum değer S=1 ve minumum değer S=0 dır. Uzun-mesafe düzenin yanısıra ($> 10^{-4}$ atomların dizlim düzenleri hesaba katılırsa) düzen kısa-mesafe düzen derecesi (σ) ile karakterize edilir. Bu derece bir iki bileşenli sistem için toplam atom çiftlerinin sayısının AB çifti atom sayısına oranı ile saptanır. Böylece $\sigma = (q - q_{min})/(q_{max} - q_{min})$ burada $q = n_{AB}/(n_{AB} + n_{AA} + n_{BB})$'dir.

1. Kimyasal bileşikler, bileşiği oluşturan bileşeninkilerden farklı bir kristal kafese sahiptir. Atomların kafeste düzenli bir dizilimleri vardır; yani, herbir bileşenin atomu kafesin belirli noktalarında ve nizami düzende yerleşir. Bir çok kimyasal bileşiğin karmaşık bir kristal yapısı vardır.

2. Bir bileşikte elementlerin daima muhafaza edildiği çok sayıda basit ağırlık ilişkileri vardır. Bu bileşenlerin A_nB_m basit formülü ile belirlenmesini sağlar; burada A ve B elementleri ve n ile m küçük tam sayılardır.

3. Bileşiğin özellikleri bileşenlerin özelliklerinden büyük ölçüde farklılık gösterirler.

4. Bir bileşiğin sabit bir ergime noktası (ve parçalanma sıcaklığı) vardır.

5. Kimyasal bileşik oluşumuna önemli oranda termal etki ile olur.

Kimyasal bileşikler katı çözeltilerin tersine genellikle bileşenlerinin kristal kafes ve atomlarının elektronik yapısının büyük ölçüde farklılığı ile oluşur. Tipik olarak valanslı kimyasal bileşikler, magnezyumun periyodik tablodaki IV, V ve VI gurup elementlerle yaptığı bileşiklerdir (*bknz* Tablo 1.1): Mg_2Sn, Mg_2Pb, Mg_2Pb_2, Mg_3Sb_2, Mg_3Bi_2, MgS, MgSe, MgTe vs. Farklı metallerin bileşiklerine metaller arası bileşikler denir. Metaller arası bileşiklerin atomları arasındaki kimyasal bağ genellikle metalik tiptedir. Metalik alaşımlarda oluşan çok sayıda kimyasal bileşik tipik kimyasal bileşiklerden bazı özellikleriyle farklıdır: ne valans kuralına uyar ne de sabit bir bileşime sahiptir. Alaşımlarda oluşan en önemli kimyasal bileşikler şöyle sıralanabilir:

Arayer Fazları: Geçiş metalleri Fe, Mn, Cr, Mo ve diğerleri C, N, B ve H gibi küçük atom yarıçaplı elementler ile bileşik yapar (bu bileşikler karbürler, nitrürler vs dir). Bunların yapı ve özellikleri bakımından bir çok ortak noktaları vardır ve bunlara arayer fazları denir. Arayer fazları M_4X (Fe_4N, Mn_4N, vs), M_2X ve MX[4] vs şeklinde gösterilir. Arayer fazının kristal yapısı metal olmayan atomun yarıçapının (R_X) metal atomun yarıçapına (R_M) oranına bağlıdır. Eğer R_X/R_M=0.59 ise bu durumda faz içindeki metal atomları metal olmayan atomların sokulduğu, basit kristal yapılarından[5] yani, ya kübik (C8 veya C12) ya da hekzagonalı (H12) oluşturur.

Arayer fazları değişik bileşimlerde olup kimyasal formülü içindeki ametalin maksimum içeriğini belirtir. Bu fazların sıcaklığı artırıldığında düşüş gösteren elektriksel iletkenliği ve metalik parlaklığı vardır. Arayer fazına ait karbürlerin çok yüksek ergime noktaları vardır. Çoğu arayer fazları son derece serttir. Arayer katı çözeltileri ikinci bileşeninin (C, N veya H) son derece az konsantrasyonu ile oluşur ve çözücü metalin kafesine sahiptir. Diğer taraftan, arayer fazları metalinkinden farklı bir kristal kafes kazanır.

Eğer R_X/R_M <0.59 şartına demir, manganez ve krom karbürlerdeki gibi uyulmazsa daha karmaşık kafesler oluşur. Bu tür bileşikler arayer fazları olarak sınıflandırmaz.

[4] M metali, X ise metal olmayan elementi ifade etmektedir.

[5] Metallerde atomların bu düzeni arayer atomları içermeyen bir metalde gözlenenden farklılık gösterir.

Halihazırda arayer fazları esasıyla oluşturulan fazlar *hatalı katı çözeltilerdir*; bunlara bazen hatalı kafese sahip katı çözeltiler de denir. Hatalı katı çözeltiler kafes noktalarının bileşenlerinden birinin atomları ile işgal edilmesi gerekirken boş olması durumudur. Stokiyometrik oranlarla M_nX_m kıyaslandığında diğer bileşenlerden bir fazlalık vardır. Hatalı çözeltiler, örneğin VC, TiC, ZrC, NbC gibi, karbürlerde oluşur.

Elektron Bileşikleri: Bu bileşikler genelikle tek valanslı metaller (Cu, Ag, Au, Li ve Na) veya geçiş metal gurubu (Mn, Fe, Co, vs) ve 2 den 5'e kadar valanslı adi metallerden oluşur. Elektron bileşikleri genellikle Cu, Ag ve Au alaşımlarında bulunur. Bu bileşiklerin valans elektronları sayısının atom sayısına oranı sabittir; yani, sabit elektron-atom oranı vardır. Bileşik bu oran 1.5 olunca oluşur; başka bileşiklerde 21/13 (1.62) ve hatta başkalarında da 7/4 (1.75) tir. Her bir oran belirli bir kafes tipine denk gelir.

Elektron atom oranı 3/2 (1.5) olan bütün bileşiklerin bir HMK, karmaşık kübik veya bir hekzagonal kafesi vardır ve bunlara $\beta-$bileşikleri[6] denir. Bu tip bileşikler CuBe, CuZn, Cu_3Al, Cu_5Sn, CoAl, FeAl, NiAl vs içerir.

Elektron atom oranı 21/13 olan bütün bileşiklerin bir karmaşık kafesleri olup, $\gamma-$fazı olarak gösterilir ve Cu_5Zn_8, Cu_5Cd_8, Fe_5Zn_{21}, Co_5Zn_{21} gibi bileşikleri içerir.

Elektron atom oranı 7/4 olan bileşikler HSP kafesi vardır ve ε-fazı olarak gösterilir ve $CuZn_3$, $CuCd_3$, Cu_3Si, Cu_3Sn, Au_3Sn gibi bileşikleri içerir.

Elektron bileşikleri aynı adi kimyasal bileşikler gibi bileşenlerinkinden farklı bir kristal kafesi vardır. Fakat bir nominal valanslı kimyasal bileşiğin tersine elektron bileşikleri geniş konsantrasyon aralıklarında katı çözeltileri-beraber oldukları bileşenler ile-oluşturur. Isıtma ile Kurnakov noktasına ulaşıldığında β' ve γ' fazları düzensiz katı çözeltilere dönüşür. Bazı durumlarda Kurnakov noktası ile ergime noktası çakışır. Bu durumda, bileşikler adi kimyasal bileşiklerden ayırd edilemez.

Laves Fazları: Bu fazların formülü AB_2 şeklinde olup atom çap oranı $D_A/D_B = 1.2$ (genellikle 1.1 ile 1.6 arasında) olan A ve B bileşenlerinden oluşur. Laves fazları hekzagonal ($MgZn_2$ veya $MgNi_2$) veya YMK sıkı paket kristal kafeslerinden birine sahiptir. Laves fazları $AgBe_2$, $CaAl_2$, $TiBe_2$, $TiCr_2$ ($MgCu_2$ tipinden) vs ve $BaMg_2$, $MoBe_2$, $TiMn_2$ ($MgZn_2$ tipinden) vs içerir.

NiAs Yapılı Fazlar: Bu bileşiklerin bir hekzagonal kafesi olup genellikle tek valanslı metaller (Cu, Ag, vs) veya geçiş metalleri veya yüksek-valanslı adi metaller (periyodik tablonun IV, V ve VI gurupları) ve metalik olmayan elementlerden oluşur.

Yukarıda tartışılan metalik bileşenlerin yanısıra σ, χ, δ, μ, R, S, T, W vs ile temsil edilen bir gurup bileşik daha vardır. Bunlar ile ilgili daha detaylı bilgiye alaşımlar konusunda değinilecektir.

[6] Düzenli durumda bu bileşikler β' ve γ' ile gösterilir.

5.3 HETEROJEN YAPILAR

Bir çok alaşımın (Pb-Sb, Cu-Bi, Zn-Sn, Pb-Sn, Pb-Bi, Ni-Cr, Fe-C, Al-Cu vs) katılaşmasında oluşan yapılar bir kaç fazı içerir. Böyle heterojen yapı içeren fazlar mikro analiz ile saptanamaz (Şekil 5.3). Alaşımın X-ışını fotoğrafı, yapısını oluşturan fazların sayısına karşılık gelen kristal kafesini gösterir.

Heterojen yapılı alaşımlar bileşenleri bir birleri içinde tamamiyle çözünemediğinde oluşur. Eğer alaşımdaki bileşenler maksimum çözünebilirliği aşmayacak kadar ise, iki doymuş katı çözelti veya bir katı çözelti ve bir kimyasal bileşikten oluşan bir yapı elde edilir (Şekil 5.3f).

Yukarıda tartışılan kimyasal bileşikler alaşımlarda genellikle bir katı çözelti ile birlikte bulunarak tane sınırları boyunca veya tane içinde izole edilmiş inklüzyonlar veya heterojen yapılar oluşur. Bu yapı katı çözeltinin yer değiştiren kristallerden ve kimyasal bileşiklerden veya katı çözeltinin iki veya daha fazla yer değiştiren kristallerinden oluşabilir (Şekil 5.3d, e ve f).

Soğuma esnasında çoğu kez kesinlikle ayırd edilebilen bir yapı oluşur. İki katı çözelti (α ve β) veya bir katı çözelti ve kimyasal bileşikten (α ve A_nB_m) oluşur. Böyle bir yapı ya ötektik ya da peritektik olabilir.

Bölüm 6

FAZ DİYAGRAMLARI VE ALAŞIMLARIN YAPISI

6.1 FAZLAR-ARASI DENGENİN TERMODİNAMİK ŞARTLARI

Metalik alaşımların katılaşması (kristalleşmesi) ve yapılarını ilgilendiren pek çok yasa burada tartışılan denge diyagramları aracılığı ile tanımlanabilir. Faz diyagramları olarak da anılan bu diyagramlar bir alaşımın herhangi bir sıcaklık ve bileşimdeki faz içeriği ve yapısının bir grafiksel gösterimidir. Adlarınından da anlaşılacağı gibi, denge veya faz diyagramları, denge şartları veya dengeye yeterince yakın şartlar için çizilir.

Denge durumu minimum miktarda serbest enerjiye karşılık gelir. Bir sistemin serbest enerjisi, denge şartları altında verilen bir sıcaklık ve basınçta, sabit kalması gerekir; yani, iç kuvvetler tarafından yapılan iş sıfıra eşit olmalıdır. Alaşımların denge durumunun da kararlı olduğu söylenir; çünkü zamanla ani değişim göstermeyen durumdur. Bu duruma sadece son derece düşük soğuma hızlarında ve uzunca bir süre ısıtma ile ulaşılabilir. Dahası, gerçek dengeye pratik şartlarda nadiren ulaşılır. Çoğu kez alaşım yarı kararlı durumdadır; yani, serbest enerjisi minimum değerden fazla olduğu için dışarıdan uygulanan bir etken ile daha kararlı duruma geçen sınırlı denge durumudur; bundan dolayı, bir faz diyagramının ısıtmada veya çok yavaş soğutma veya ısıtma esnasında faz dönüşümlerinin saptanmasını sağlar. Bu diyagramlar alaşımların sonuç ve sınır durumlarını, yani, bütün dönüşümler oluştuktan ve tamamlandıktan sonra elde edilen durumları belirtir.

Alaşımın bu durumu–bu yüzden–dış şartlara (sıcaklık ve basınç) bağlıdır ve oluşan faz sayısı ve bileşimi ile karakterize edilir. Bir alaşımdaki fazların sayısındaki değişimler faz kuralı ile belirlenir.

Faz kuralı; serbestlik derecesi, bileşen ve faz sayıları arasındaki ilişkiyi kurar ve aşağıdaki denklem ile verilir:

$$F = C + 2 - P$$

burada F sistemin serbestlik derecesi (veya bağımsız değişken sayısı), C sistemi oluşturan bileşen sayısı, 2 dış faktör sayısı ve P sistemin dengedeki faz sayısıdır.

Serbestlik derecesi[1]; sıcaklık, basınç ve konsantrasyon gibi, dengedeki faz sayısı değişmeksizin bağımsız olarak değiştirilebilen faktör sayısıdır. Fiziko kimyasal denge incelenirken, sıcaklık ve basınç, alaşımın durumunu saptayan dış faktörler olarak kabul edilir. Faz kuralını metallere uygulayınca sadece bir tek dış faktör (sıcaklık) değişken olarak alınabilir; çünkü son derece yüksek değerler hariç, basıncın alaşımların sıvı ve katı durumu üstünde belirgin bir etkisi yoktur. Bu durumda denklem $F = C+1-P$ olacaktır. Serbestlik derecesi sıfırdan küçük veya kesirli bir sayı olamayacağından $C - P + 1 \geq 0$ veya $P \leq C + 1$ olmalıdır; yani, dengedeki bir alaşımın faz sayısı, bileşen sayısının bir fazlası kadar olacaktır. Bundan sonra bir ikili sistemde dengede üçten ve bir üçlü sistemde dörtten fazla faz olamaz sonucu çıkarılabilir.

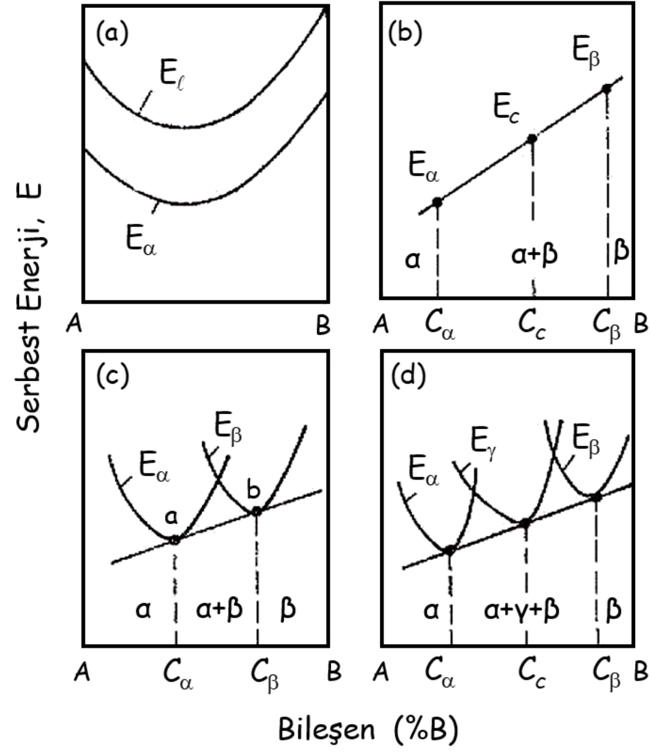
Eğer maksimum olası faz sayısı belirli sayıda bileşenli bir sistemde dengede ise, serbestlik derecesi sıfırdır ($F = 0$). Bu dengeye invaryant (değişmez denge) denir. Değişen (yani, varyant) dengede, belirli sayıda fazı olan bir alaşım sadece sabit bir sıcaklıkta ve dengedeki fazların tümünün sabit bileşimi şartı altında var olur. Örneğin, katılaşma sıcaklığındaki bir saf metal iki fazdan (sıvı ve katı metal) oluşan bir bileşenli ($C = 1$) bir sistemdir. Bu sistem değişmezdir; çünkü $F = 1 + 1 - 2 = 0$ dır.

Eğer faz sayısı maksimum olası sayıdan bir eksik ise, serbestlik derecesi bir artar ($F = 1$). Bu sisteme monovaryant sistem denir. $F = 2$ olduğunda, sistem bivaryanttır (iki-değişkenlidir). Örneğin, katılaşma sıcaklığındaki bir alaşım, iki–bileşenli, iki–fazlı bir sistemdir. Burada $F = 1$'dir. Bu yüzden dengenin dış faktörü (sıcaklık) faz sayısı değiştirilmeksizin (belirli sınırlar içinde) değiştirilebilir. Verilen her sıcaklık, bu fazların belirli konsantrasyonuna karşılık gelecektir. Bir saf metalin tersine, alaşımlar bir sıcaklık aralığı boyunca katılaşır.

İki Bileşenli Sistemlerde Denge: Daha önce de bahsedildiği gibi, denge şartı minimum serbest enerjilidir. Bir sistemde kendiliğinden oluşan fiziksel prosesler, enerjinin düşürüldüğü proseslerdir. Eğer alaşım, bir tek fazdan, örneğin bir sıvı ve α-katı çözeltisinden oluşuyorsa bu durumda sabit sıcaklık ve basınçtaki serbest enerjili (E_l ve E_α) fazın doğası ve bileşimine bağlıdır (Şekil 6.1a). Şekil 6.1a'da açıklanan durumda katı çözelti α, kararlıdır; çünkü serbest enerjisi sıvı fazınkinden daha düşüktür. Eğer sistem (alaşım) iki veya daha fazla faz içeriyorsa, o zaman sabit sıcaklık ve basınçtaki serbest enerjileri, karışımlar kuralı ile saptanır (Şekil 6.1b).

E_c noktası, C_c bileşimli alaşımın serbest enerjisini belirtmekte olup, α- ve β-fazlarının serbest enerjilerini belirten noktalar arasındaki bir doğru hat üzerinde bulunur ve bu hattı α- ve β-fazlarının ağırlıkları ile ters orantılı miktarda ikiye böler.

[1] Serbestlik derecesi, matematikte, denklemlerdeki değişken sayısı ve denklem sayısı arasındaki farktır.



Şekil 6.1: Serbest enerjinin alaşımların biğleşimine bağımlılığı.

Eğer verilen sistemi oluşturan α- ve β-fazları kendi bileşimlerini değiştirebilirse, bu durumda her fazın serbest enerjisi konsantrasyona bağlı olarak Şekil 6.1c'de görüldüğü gibi değişecektir. Dengedeki fazların verilen sıcaklıktaki bileşimi C_α ve C_β noktalarına karşılık gelir. İki fazlı durum C_α ve C_β, iki faz karışımının serbest enerjisinin bulunduğu bölgenin konsantrasyonuna karşılık gelir. α- bileşimi C_α ve β- bileşimi C_β enerjilerinden daha düşüktür. C_α'dan daha düşük bir konsantrasyona sahip bileşimler sadece α-fazından, C_β'nın üstündeki konsantrasyonlu alaşımlar da sadece β-fazından oluşur.

Belirli şartlar altında, örneğin değişmez dengede ($F = 0$), üç faz-bir sıvı ve iki katı çözelti-aynı anda iki bileşenli sistemde var olabilir. Bu durum için bileşime dayanan serbest enerji izotermleri Şekil 6.1d'de gösterilmektedir. Dengedeki iki fazın bileşimi E_α, E_γ ve E_β eğrilerinden geçen teğetin bu eğrileri kestiği noktaların konsantrasyon ekseni üstündeki izdüşümleri ile saptanır (C_α, C_γ ve C_β bulunur).

Dengedeki bir sıcaklıkta şunlar olabilir (Şekil 6.1d): alaşımda C_α' dan daha düşük bir konsantrasyonda bir $\alpha-$fazı; C_α ve C_β sınırları içinde bileşimleri C_α, C_β ve C_γ noktalarına karşılık gelen α, β ve γ fazları (C_α'dan C_β sınırları içindeki bileşimin denge bileşimi değişmez; fakat sadece fazların miktar olarak oranı değişir); alaşımın C_β konsantrasyonunun üstünde bir $\beta-$fazı.

Alaşımların faz dönüşümleri ilerlerken yeni oluşan fazın, başlangıç fazının serbest enerji seviyesinden daha düşük bir enerji seviyesine sahip olması gerekmez; fakat sistemin bir bütün olarak serbest enerjisinin faz dönüşümünde düşürülmesi kesinlikle gereklidir.

Faz diyagramlarının ana tipleri serbest enerji eğrilerinden geometrik olarak çizilebilir. Faz diyagramları genellikle deneysel olarak çizilir ve termodinamik denge ve faz kuralı, deneysel verileri analiz etmede kullanılır. Faz diyagramları sıcaklık ile konsantrasyon koordinatlarında kütle için yüzde ve daha seyrek olarak atomik yüzde kullanılarak çizilir.

Termal analiz prensipleri bütünüyle N. S. Kurnakov ve enstitüdeki metalurjistler tarafından geliştirilmiş, faz diyagramlarının inşasında özellikle katılaşma sıcaklıklarının (donma noktaları) saptanmasında uygulanmıştır. Bu amaç için farklı alaşımların soğuma eğrileri deneysel olarak elde edilir ve dönüşüm sıcaklıkları, dönüşümün termal etkilerine karşılık gelen eğrilerin büküm noktaları ve dikey kısımlarından saptanır. Bu sıcaklıklara *kritik noktalar* denir. Katı hal dönüşümlerini inclelerken değişik fiziko-kimyasal analiz metotları kullanılır: mikro-analiz, yapısal X-ışını analizi, dilatometrik ve manyetik analiz vs.

Deneysel verilerden çizilen faz diyagramları gerçek denge durumu ile uyuşmaz; çünkü gerçek soğuma hızları altında soğutulurlar. Bununla beraber faz dengesi termodinamik şartlar esasına dayalı olarak elde edilen faz diyagramları ile uyuşur. Bu nedenle faz dengesinin genel koşulları, faz kuralı da dahil olmak üzere, faz diyagramlarına uygulanabilir.

Faz diyagramları alaşımlarda elde edilen gerçek yapı hakkında tam bir fikir sağlamaz. Bir denge diyagramına ek olarak gerçek soğuma hızlarında oluşan alaşımların dönüşümleri, tanımlanan ve oluşan yapının doğasını saptamak için kristalleşme (dönüşüm) prosesinin mekanizmasını ve kinetiğini bilmek gerekir.

6.2 ALAŞIMLARDA KRİSTALLEŞME PROSESİ

Çoğu metal sıvı halde birbiri içinde sınırsız çözünürlüğe sahip olup, bir tek-faz sıvı çözeltisi oluşturur. Sadece belirli metaller, örneğin demir ve kurşun veya bakır ve kurşun, bir biri içinde sıvı halde neredeyse hiç çözünmez ve yoğunluğa göre ayrılarak bir birine karışmayan iki sıvı katman oluşturur.

Sıvı çözeltideki atomlararası bağ, elektronların kollektifleştirilmesi, elektronların birbirleriyle ve bileşenlerin iyonlarıyla etkileşmesi gerçeği ile karakterize edilir.

Bir alaşımın sıvıdan katı hale dönüşümü, saf metallerin katılaşmasında olduğu gibi, sadece belirli bir aşırı soğuma derecesinde ilerler. Sonuç olarak kristalleşme merkezleri (çekirdekler) oluşur ve bunu takiben dendritik veya holohedral kristalitler şeklinde büyür. Yukarıda bahsedildiği gibi kristalitler genellikle dendritik şekillidir.

Bir alaşımda oluşan herhangi bir faz, başlangıç sıvı çözeltisinin bileşiminden farklılık gösterir. Bu yüzden kararlı bir çekirdek oluşturmak için konsatrasyonda ve hetero fazda salınımlar gereklidir. Konsantrasyon salınımları, alaşımın kimyasal bileşiminin ortalama bileşimden geçici olarak sapmasıdır. Bu sapmalar sıvı çözelti içindeki termal hareketlerin

bir sonucu olan maddenin atomlarının difüzif hareketleri nedeniyle oluşur.

Alaşımın ortalama bileşimden salınımda bileşimin sapması büyüdükçe, salınımların oluşması daha da zorlaşır. Bununla beraber sıvı çözeltiyi oluşturan çok sayıdaki atomları göz önüne alınca, metalin herhangi bir yerindeki çok sayıda ufak bölgelerde bileşimin ortalamadan büyük ölçüde saptığı kısımlar da mevcuttur.

Yeni bir fazın çekirdeği sadece başlangıç fazının bu mikro bölgelerindeki bileşimleri, konsantrasyondaki salınınlar ve atomların dizilimlerinin bir sonucu olarak, kristalleşen yeni fazın yapı ve bileşimine karşılık gelir. Bu durumda eğer mikro bölgeler kritik değerden biraz büyük ise, büyüme kabiliyeti olan kararlı çekirdekler oluşur. Bu çekirdeklerin sayısı aşırı soğuma ile artar.

Sıvı fazda, yukarıda bahsedilen aşılama şartlarına uyan, asılı duran parçacıkların varlığı, özellikle nisbeten düşük sıcaklıklarda, çok sayıda çekirdeğin oluşmasını özendirir.

Sıvı çözeltilerde kristal büyüme hızı saf metallerinkinden daha azdır. Bu durum bileşenlerin sıvı çözelti içindeki atomlarının difüzif hareketleri ile ilişkili olması gerçeğinden kaynaklanmaktadır. Çözeltiden oluşan katı faz kristalleri ve sıvı çözelti arasındaki konsantrasyon farkı büyüdükçe kristal büyüme hızı düşer.

6.3 SINIRSIZ OLARAK ÇÖZÜNÜNEN ALAŞIMLARIN FAZ DİYAGRAMI

Sıvı ve katı hallerde bir biri içinde tamamiyle çözünen A ve B bileşenli alaşımın konsantrasyon ve sıcaklık ile serbest enerjisindeki değişimi veren denge (faz) diyagramı Şekil 6.2'de verilmektedir.

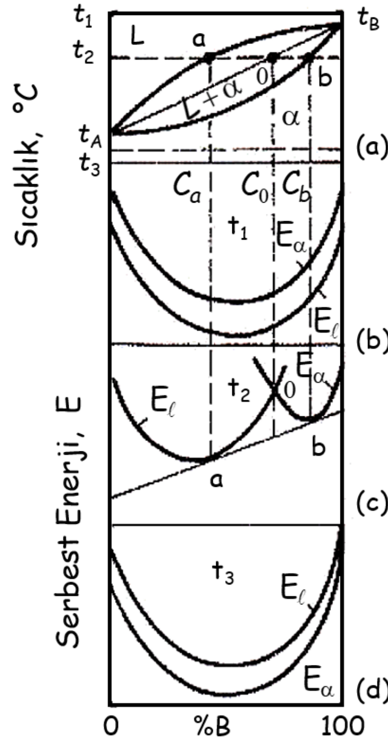
Diyagramın üst kısmında üç faz-hal bölgesi ayırt edilebilir. $t_A a t_B$ hattının üstündeki sıcaklıklarda (*likidüs hattı*)[2], sadece sıvı (L) faz mevcuttur. Bu bölgede (Şekil 6.2b) sıvı fazın serbest enerjisi E_L, A ve B bileşenlerinden oluşan α-katı çözeltisinin serbest enerjisinden (E_α) daha azdır. Bu hattın altında (*solidüs hattı*)[3] α-katı çözeltisi kararlıdır; çünkü serbest enerjisi sıvınınkinden daha düşüktür (Şekil 6.2d).

Likidüs ve solidus hatları arasındaki dengede sıvı faz ve α-katı çözeltisi vardır. t_2 sıcaklığında (Şekil 6.2a ve c), serbest enerji bileşim ile E_L ab E_α hattı boyunca değişir. Sıvı çözelti $t_A C_a$ (*bknz* Şekil 6.2a) ve α-katı çözeltisi de $C_b t_B$ aralığında kararlıdır. İki-faz durumu $C_a C_b$ aralığında dengededir: a noktasındaki sıvının bileşimi (C_a) ve α kristallerinin b'deki bileşimi (C_b) dir. Bu alaşımların serbest enerjileri, sıvı E_L ve katı çözeltinin E_α serbest enerji değişimini veren eğrilere teğet olan ab ile saptanır. Termal analiz metodunun uygulanmasıyla çizilen, sık sık bu amaçla kullanılan, bu tür bir denge diyagramı Şekil 6.3'de verilmektedir.

Saf A bileşeninin sıcaklığı soğuma ile düzenli olarak bileşenin katılaştığı t_A noktasına

---

[2] Latince'den gelen bir kelime olup "sıvı olan" anlamındadır.
[3] Latinceden gelen bir kelime olup "katı olan" anlamındadır.

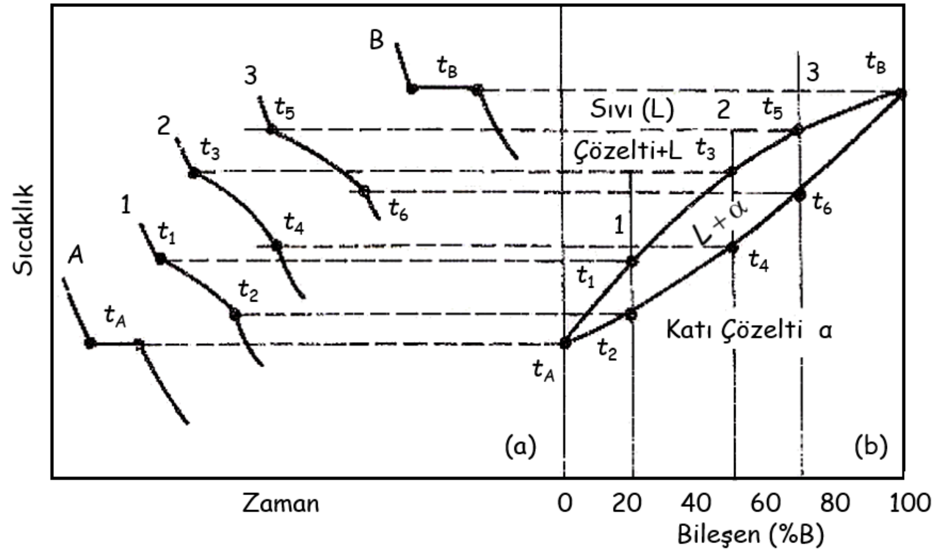


Şekil 6.2: (a) Denge diyagramı; (b), (c) ve (d) sınırsız birbiri içinde sıvı ve katı durumlarda çözünebilen alaşımların serbest enerji sıcaklık ve bileşime bağımlıklarını gösteren diyagramlar; E_L−sıvı fazın serbest enerjisi; E_α−katı fazın serbest enerjisi (α−katı çözeltisinin).

düşer (Şekil 6.3a, A eğrisi). Eğri üstünde yatay bir hat gözükür; çünkü faz kuralına göre iki faz sabit sıcaklıkta bir arada bulunamaz ($F = 0$). A bileşeni tamamiyle katılaştığında ve $P = 1$ iken sıcaklık tekrar düzenli bir şekilde düşer. B bileşeni benzer şekilde katılaşır (Şekil 6.3a, B eğrisi).

1 alaşımı soğurken, sıcaklık t_1'e düzenli bir şekilde düşer (*bknz* Şekil 6.3a). t_1 sıcaklığında katılaşma başlar ve soğuma eğrisi üstünde büküm (kritik nokta) noktasına rastlanır. Bu büküm, katılaşma gizli ısısının evriminin bir sonucu olarak soğuma hızındaki bir düşüş nedeniyle oluşur. Katı çözeltinin kristallerinin t_1 sıcaklığı ile başlaması sıvı çözeltinin donması şeklindedir. Kristalleşme işlemi sıcaklıktaki bir düşüş ile ilerler; çünkü faz kuralına göre iki fazın olduğu (sıvı ve α-katı çözeltisi kristalleri) iki-bileşenli sistemde serbestlik derecesi 1'e eşittir ($F = 2 + 1 - 2 = 1$).

t_2 sıcaklığına ulaşılmasıyla alaşım tamamiyle katılaşır ve daha düşük sıcaklıklarda sadece α-katı çözeltisi mevcuttur. Bu sistemin diğer alaşımları benzer şekilde katılaşır. Örneğin, %50 B bileşeni içeren 2 alaşımı t_3 sıcaklığında katılaşmaya başlar ve katılaşma t_4 sıcaklığında durur; %70 B içeren 3 alaşımı t_5 sıcaklığında kristalleşmeye başlar ve t_6 da tamamiyle katılaşır.



Şekil 6.3: Katı durumda bir biri içinde sınırsız çözünürlüğü olan A ve B bileşenli alaşımların bir denge diyagramının çizimi.

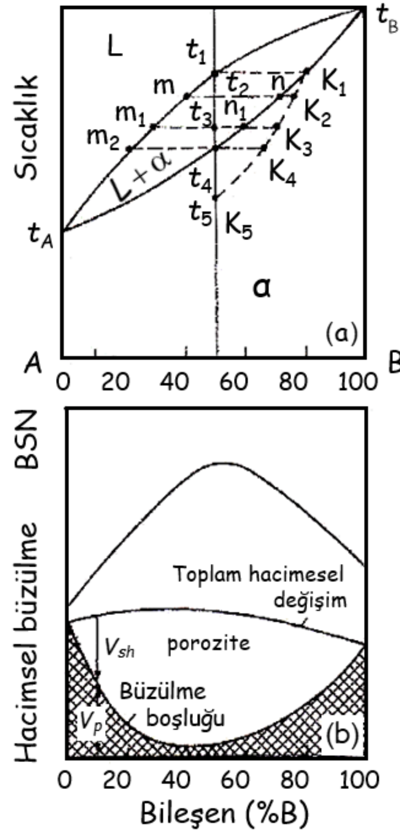
Eğer saptanan kritik noktalar, alaşımların bileşimi absis (x-ekseni) ve sıcaklık ordinat (y-ekseni) alınarak t_1 den t_6'ya kadar çizilir ve bütün noktalar birleştirilirse, A-B alaşım sisteminin bir denge diyagramı elde edilir. Bu sistem bir sürekli katı çözelti serisi oluşturur (Şekil 6.3b).

Alaşımaların katılaşması *likidüs eğrisinin* $t_At_1t_3t_5t_B$ altında kalan sıcaklıklarda başlar (Şekil 6.3b). Kristalleşme *solidüs eğrisinin* $t_At_2t_4t_6t_B$ altında kalan sıcaklıklarda tamamlanır. İki faz–sıvı alaşım ve α-katı çözeltisi–likidüs ve solidus eğrileri arasındaki aralıkta varolur.

Şimdi %50 B bileşeni içeren bir alaşımın katılaşmasını daha detaylı olarak inceleyelim (Şekil 6.4). Alaşım t_1 sıcaklığında α-katı çözeltisi sıvı fazdan ayrılmaya başladığında katılaşmaya başlar. Bu sıcaklık altında alaşım iki-fazlıdır. Kristalleşme işleminin karakteri olan bu iki-fazlı durum bir sıcaklık aralığında mevcuttur. Fakat her sıcaklık, fazların belirli bir miktar ve konsantrasyonuna karşılık gelir.

Dengedeki fazların bileşimini saptamak için, örneğin t_2 ve t_3, sıcaklıklar arasında konsantrasyon eksenine paralel bir düz hat çizmek gerekir. Sonra bu hattın likidüs eğrisini kestiği noktanın konsantrasyon ekseni üstündeki izdüşümü sıvı fazın bileşimini (m veya m_1) ve solidus eğrisini kestiği noktanın izdüşümü katı fazın bileşimini belirtir.

Belirli bir sıcaklıkta, dengedeki fazların bileşimlerini birleştiren mn, m_1n_1, vs hatlarına *bağ çizgisi* denir. İki-bileşenli faz diyagramlarında bağ çizgileri düz hatlardır (Şekil 6.4). Eğer verilen bir sıcaklıktaki alaşımın bileşenini belirten nokta bir tek-faz bölgesinde ise, örneğin likidüs eğrisi üstünde veya solidus eğrisi altında, buradaki fazın kütlesel içeriği %100 olup bileşimi alaşımın başlangıç bileşimine karşılık gelir.



Şekil 6.4: (a) Katı durumda bir biri içinde sınırsız çözünürlüğü olan A ve B bileşenli alaşımların bir denge diyagramı, (b) alaşımların bileşimine dayanan mekanik ve döküm özelliklerinin değişimi.

Sadece fazların bileşimleri değil, aynı zamanda aralarındaki miktar olarak oranı, alaşımın kristalleşmesi ile değişir. *Lever yasası*, verilen bir sıcaklıktaki denge fazlarının miktarsal olarak oranını saptamada kullanılır. Bu yasaya göre katı fazın, örneğin kütlesi (veya hacimi) bağ çizgisinin sıvı fazın bileşimini belirten noktası (yani, likidüs eğrisini kesim noktası) ile alaşımın bileşimini belirten nokta arasındaki uzunluğun bağ uzunluğuna oranı ile hesaplanır. Sıvı fazın miktarı benzer yolla hesaplanır; yalnız burada solidüs eğrisinin kesim noktası kullanılır. Bunun sonucunda t_2 sıcaklığındaki katı faz miktarı (yüzde olarak) bağ çizgisinin $\overline{t_2 m}$ kesitinin toplam uzunluğa oranı, $\overline{mn}$ ile:

$$\alpha = \frac{\overline{t_2 m}}{\overline{mn}} \times \%100$$

ve t_3 sıcaklığında $\overline{t_3 m_1}$ kesitinin $\overline{m_1 n_1}$ uzunluğuna oranı ile hesaplanır.

$$\alpha = \frac{\overline{t_3 m_1}}{\overline{m_1 n_1}} \times \%100$$

t_2 sıcaklığındaki sıvı fazın kütle veya hacimi

$$L = \frac{\overline{t_2 n}}{\overline{mn}} \times \%100$$

oranı ve t_3 sıcaklığında ise

$$L = \frac{\overline{t_3 n_1}}{\overline{m_1 n_1}} \times \%100$$

oranı ile hesaplanır.

Eğer alaşımın toplam Q kütlesi biliniyorsa o zaman katı fazın kütlesi, örneğin t_2 de,

$$\alpha = \frac{\overline{t_2 m}}{\overline{mn}} Q, \qquad \text{kg}$$

ve sıvı fazın kütlesi

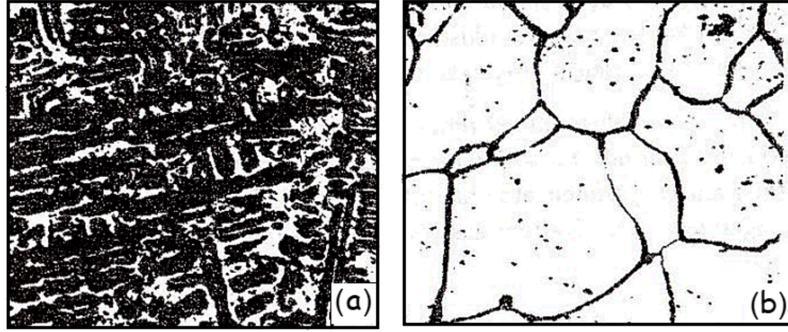
$$L = \frac{\overline{t_2 n}}{\overline{mn}} Q, \qquad \text{kg}$$

olarak bulunur.

Göz önüne alınan alaşım, t_4 sıcaklığında tamamiyle katılaşır. Katılaşma esnasında donan katı çözeltinin kristalleri sıcaklığa bağlı olarak değişken bileşimlidir. Eğer alaşım, bununla beraber, yavaşça soğutulunca sıvı ve katı fazlarda difüzyon prosesi ve karşılıklı difüzyon (fazlararası difüzyon), kristalleşme işlemine ayak uydurarak kristallerin bileşimlerini dengeler. Bu şartlar altında katılaşan alaşım katı çözeltinin homojen kristal tanelerinden oluşur (Şekil 5.3a) ve bileşimleri alaşımın başlangıç bileşimi ile uyuşur.

Dengesiz Kristalleşme: Difüzyon yavaş bir proses olup bu yüzden her kristalin sınırları içindeki bileşimi gerçek soğuma koşulları altında ve farklı kristallerin bileşimini tamamiyle dengeleyecek yeterli zamana sahip değildir. Bu nedenle kristallerin bileşimleri genellikle değişir. Üniform bileşimli olmayan α-katı çözeltisinin kristalleri solidüs eğrisinin sağ tarafında yatan (Şekil 6.4) ortalama konsatrasyonları ile karakterize edilir.

t_1 sıcaklığında α-kristallerinin oluştuğu, katılaşmanın başladığı %50 B içeren alaşımı tekrar göz önüne alalım. Bileşimleri K_1 noktası ile çakışır. Sıvı fazın bileşimi t_2 sıcaklığında m noktasına ve α-fazınınki de n noktasına karşılık gelir. Fakat t_2 sıcaklığının üstünde oluşan α-fazı kristallerinin bir kısmı başlangıç bileşimleri ile değişmezler ve kristallerin ortalama bileşimi K_2'ye karşılık gelir. Sıcaklık düştükçe, α-katı çözeltisinin kristallerinin ortalama bileşimi denge bileşiminden çok daha fazla sapar. t_3 sıcaklığında bileşim n_2 değil, K_3 olacaktır. Eğer K_1 ile K_5 noktaları arasından bir eğri geçirilirse, bu eğri verilen bir soğutma hızında α-kristallerinin ortalama bileşimini karakterize edecektir. Faz dengesi koşulları altında seçilen alaşım t_4 sıcaklığında tamamen katılaşmalıdır. Dengesiz şartlar altında bu durum oluşmaz; çünkü alaşımda halen bir sıvı faz mevcuttur. Bu sıvının oranı $\overline{t_4 K_4}/\overline{m_2 K_4} \times \%100$ ile bulunur. Alaşım sadece α-fazının ortalama bileşimi, seçilen alaşımın bileşimi ile çakıştığı zaman tamamiyle katılaşır. Bu katılaşma t_5 (K_5 noktası) sıcaklığında oluşur. Bu sebeple dengesiz şartlar altındaki bir alaşım katılaşmanın denge sıcaklığı altında tamamiyle katılaşır. $K_1 K_5$ hattına dengesiz solidüs eğrisi denir. Her alaşımın, her soğuma hızı için, bir dengesiz solidüs eğrisi vardır.



Şekil 6.5: Bir Cu-Ni alaşımındaki katı çözeltinin mikro yapısı, (a) döküm sonrası; (b) deformasyon ve homojenleştirme sonrası. $\times 200$

Dendritik Segregasyon: Dengesiz kristalleşmenin bir sonucu olarak oluşmakta olan α-katı çözeltisinin kristallerin kimyasal bileşiminin bir kesit alanı boyunca değişken olduğu görülür.

Dendritik tipli katı çözelti kristalleri genellikle kristalleşme esnasında oluşur. Bu yüzden birinci dereceden eksenler (kristalleşmenin başlangıç anında oluşur) daha yüksek ergime noktalı B bileşeni bakımından genellikle daha zengindir. Kristalin dış yüzeye ait tabakaları ve eksenler arasındaki mesafe alaşımın ergime noktasını düşüren A bileşeni bakımından zengindir. Bileşimleri alaşımın başlangıç konsantrasyonuna yakındır. Alaşımın ayrı kristaller içindeki bileşiminin bu tür homojensizliğine *dendritik segregasyon* denir. Solidüs ve likidüs eğrileri arasındaki sıcaklık farkı arttıkça, katı ve sıvı fazlar arasındaki bileşim farkı ve katı alaşım içindeki dendritik segregasyon derecesi artar. Farklı bileşimlere sahip katı çözeltinin kısımları için elde edilen farklı dağlama paternleri nedeniyle her bir kristal içindeki homojensizlik mikro analiz ile açığa çıkartılabilir (Şekil 6.5a).

Dendritik segregasyon, katılaştırılmış alaşımın uygun bir difüzyon hızını temin edecek sıcaklıklarda uzunca bir süre ısıtılmasıyla düşürülebilir (solidüs eğrisinin nisbeten altında). Difüzyon tavlaması veya homojenleştirme adı verilen böyle bir işlemden sonra döküm alaşımın dendritik yapısı artık belirgin değildir ve alaşım katı çözeltinin homojen kristallerinden oluşur (Şekil 6.5b).

Bölgesel Segregasyon: Dendritik segregasyona ilaveten ingotun bazı bölgelerinde bölgesel segregasyon denen kimyasal homojensizlikler oluşur. Bir ingotun kesiti boyunca bölgesel segregasyon ya doğrudan ya da ters şekilde olabilir. Doğrudan segregasyon ile ingotun yüzey bölgeleri alaşımın ergime noktasını yükselten bileşen ile zenginleşir ve merkezi bölge daha çok ergime noktasını düşüren bileşeni içermektedir. Ters segregasyonda, bu olayın tersi gözlenmektedir. Bölgesel segregasyonun gelişimi soğutma hızı, ingotun boyutu, difüzyon hızı, katılaştırma sıcaklık aralığına vs bağlıdır. Bir kural olarak dendritik segregasyon büyüdükçe bölgesel segregasyon gelişimi azalır.

Hızlı soğutma dendritik segregasyonun gelişimini özendirir; fakat bölgesel tipi azaltır. Bu yüzden bölgesel segregasyonu azaltmak için yüksek soğutma hızları uygulanır.

Faz Diyagramları ve Özellikler Arasındaki İlişki: Bir alaşımın bileşimi ve yapısı arasında faz diyagramı ve tipi ve alaşımların özelliklerinin belirlendiği bir ilişki vardır. Bir katı çözelti oluştuğunda alaşımın çekme mukavemeti, akma noktası ve sertliği yeterli yüzey sünekliği sağlansa bile artar. Bunun sebebi, düzensizbir katı çözeltide çözünen atomları çevreleyen kafesin kayma düzleminde yer alan çarpılma bölgelerinin dislokasyonların hareketini zorlaştırmasıdır.

Bir katı çözeltinin oluşumu ile alaşımın mukavemetlendirilmesi N. F. Mott ve F. R. N. Nabarro tarafından elde edilen formül ile saptanabilir:

$$\sigma_y = G\varepsilon^2 c$$

burada G kayma modülü (kgf/mm^2), ε çözünen atomlar r ve çözen atomlar r_0 arasındaki farka bağlı bir parametre ($\varepsilon = (r - r_0)/r_0$) ve c çözünen atomların atomik konsantrasyonudur.

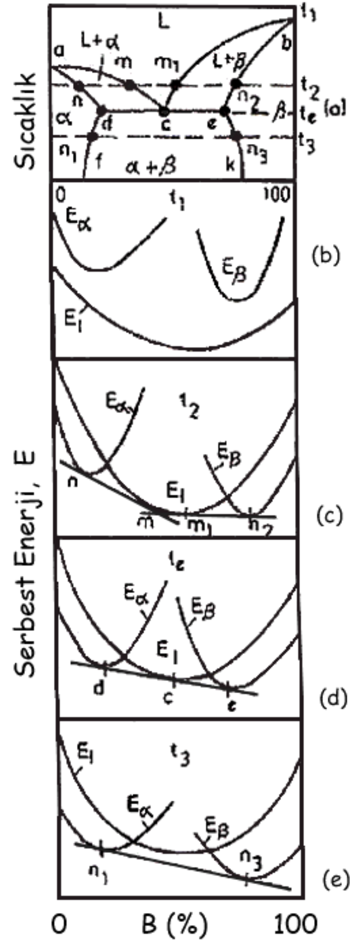
İkinci bileşenin çok az bir miktarı bile dislokasyon hareketini önemli derecede engelleyerek Cottrell atmosferinin mukavemetini artırır. Eğer bir arayer katı çözeltisi oluşursa, mukavemet aynı konsantrasyonlu bir yeralan katı çözeltisinden çok daha fazladır. Artırılmış mukavemet ve iyi sünekliğin kombinasyonu, katı çözeltilerin yapı alaşımları olarak uygulanabilmelerini sağlar.

Katı çözelti oluşturan alaşımlar kolaylıkla deforme olur; fakat zayıf döküm özellikleri (düşük akışkanlık, porozite oluşma eğilimi vs) vardır. Bu alaşımlar yüksek süneklikleri nedeniyle düşük işlenebilirliğe sahiptir. Katı çözelti oluşumu, çözeltinin elektriksel direncinde esas itibarıyla bir artış, ve sıcaklık katsayısında bir azalmaya sebep olur. Bu durum, çözücü metal kafesinin elektriksel alanının çözünen atomlar (*bknz* Şekil 5.2b) tarafından çarpıtılması nedeniyledir. Bu bağlantıda katı çözeltiler elektriksel ısıtma telleri ve rozetat üretimi için geniş olarak uygulanır.

6.4 SINIRLI ÇÖZÜNEN ALAŞIMLARIN FAZ DİYAGRAMI

Metalik alaşımların çoğunun sınırlı çözünürlüğü vardır. Sınırlı çözünürlüğe sahip katı çözeltilerin iki ana denge diyagram tipi vardır: ötektik reaksiyonlu ve peritektik reaksiyonlular.

Sınırlı Çözünürlüklü Katı Çözeltiler ve Ötektik Oluşturan Alaşımların Denge Diyagramları: Bu tip diyagram Şekil 6.6 ve 6.7'de gösterilmektedir. Şekil 6.6'dan da açıkça görüldüğü gibi t_1 sıcaklığındaki sıvı fazın serbest enerjisi (termodinamik potansiyeli) α- ve β-fazınkinden daha düşüktür. Bu nedenle sıvı faz acb hattı üstünde kararlıdır. $adceb$ hattı, solidüs eğrisidir (Şekil 6.6). Solidüs hattı altındaki sıcaklıklarda alaşımların kristal halde minimum serbest enerjileri vardır. Of konsantrasyon aralığında $\alpha-$katı çözeltisi kararlıdır; f'den k'ya olan konsantrasyon aralığında iki faz (α- ve β-katı çözeltisi) mev-

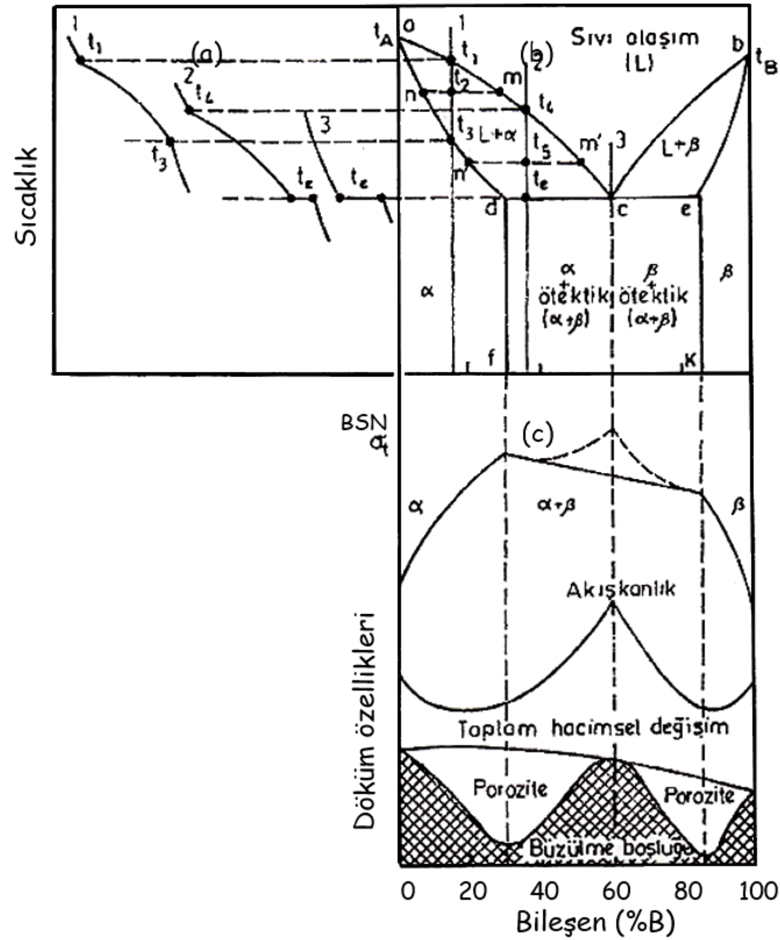


Şekil 6.6: (a) Denge diyagramı; (b), (c) ve (d) sınırlı çözünürlüğe ve ötektik dönüşüme sahip alaşımların serbest enerji sıcaklık ve bileşime bağımlıklarını gösteren diyagramlar; E_L-sıvı fazın serbest enerjisi; E_α-katı fazın serbest enerjisi (α-katı çözeltisinin).

cuttur ve k'dan 100'e kadar β-katı çözeltisinden oluşan bir tek fazdır (B bileşeni içinde A bileşenli katı çözelti).

İki faz, likidüs ve solidüs hatları arasında dengededir: α- veya β-katı çözeltileri ve sıvı faz L (Şekil 6.6 ve 6.7). ac hattına karşılık gelen sıcaklıklarda α-katı çözeltisinin kristalleri sıvı alaşımın içinden ayrılır; β-katı çözeltisinin kristalleri bc hattı boyunca ayrılır. Değişik bileşimlerdeki alaşımların kristalleşmesinin başlamasına karşılık gelmesinin yanısıra, ac ve bc hatları ayrıca sıvı fazın A ve B bileşenleri ile doyma derecesini belirtir; yani, bunlar çözünürlük hatları olup bunlara *solvüs hatları* denir. d noktası, B bileşenin A ve e de A'nın B bileşeni içindeki maksimum çözünürlüğünü belirtir.

c noktasına karşılık gelen bir alaşım (bu durumda %60 B içerir) sabit t_e sıcaklığında katılaşır. Bu noktada sıvı çözelti L ve α- ve β-katı çözeltilerinin serbest enerji eğrilerinin



Şekil 6.7: (a) Sınırlı çözünürlüğe sahip katı çözelti oluşturan alaşımların denge diyagramı; (b) alaşımların mekanik ve döküm özelliklerinin bileşime bağımlılığı.

bir ortak teğeti vardır (Şekil 6.6) ve bu fazlar dengede olabilir. Sıvı faz t_e sıcaklığından nisbeten düşük bir sıcaklıkta, her iki faza göre (α- ve β-katı çözeltileri) doyurulur; çünkü c noktası likidüs eğrisinin (Şekil 6.6e) her iki dalına aynı anda ait olabilecek gibi gözükür. Bu yüzden t_e sıcaklığında α_d ve β_e-katı çözeltilerinin maksimum doyma kristalleri sıvı çözelti ile aynı anda var olarak heterojen bir yapı oluşturur.

Sabit bir sıcaklıkta α- ve β-fazları aynı anda kristalleşen alaşımlara *ötektik alaşımlar* denir. Aynı anda sıvı alaşımdan katılaşan iki veya daha fazla fazı içeren yapıya *ötektik* denir. Ötektik bileşiminin solundaki (Şekil 6.7, c noktası) ve d ve c noktalarının sınırları içindeki bir konsantrasyona sahip alaşımlara *ötektik altı*; sağındakilere, c ve e noktalarının konsantrasyon sınırları içindekilere *ötektik üstü* denir. dce izotermi, üç fazın bir arada bulunduğu sıcaklığa karşılık gelir: sıvı alaşım, iki katı çözeltinin kristalleri $(\alpha_d + \beta_e)$, ötektik altı ve üstü alaşımlar.

Ötektik (Katılaşma) Kristalleşme: Ötektik kristalleşme teorisi A. A. Bochvar tarafından geliştirildi. Bu teoriye göre fazlardan birinin kristalleri, örneğin A bileşeni ile zengin α-katı çözeltisi, önce çekirdekleşir ve büyümeye başlar. Bu durumda α-çözeltisinin kristalini çevreleyen sıvı da B bileşeni ile zenginleşir. Bunun bir sonucu olarak, β-katı çözeltisi sıvı içinden uzaklaştırılır. β-fazının kristalleri ayrıca α-fazının kristallerinin onlar için hazır destek olarak hizmet vermeleri gerçeği ile ilerler. Buna karşın, sıvı fazında oluşmakta olan β-fazı kristalleri A bileşeni ile zenginleşir ve bu yüzden A bileşeni ile zengin α-fazı tekrar donmaya başlar. Sıvının α- ve β-fazları ile değişmeli olarak fazla doymuşluğun bir sonucu olarak ötektik koloni oluşur.

Sıvıda ilk oluşan katı faz'a, öncülük eden faz denir. Öncülük eden fazın kristalleri değişik şekillerde olabilir: dendritik, lamelli ve eş eksenli. İkinci faz öncülük eden fazın dendritlerinin dalları veya kristalleri arasındaki boşlukları doldurur.

Ötektik yapı nisbeten yüksek dereceli aşırı soğutma şartları altında her iki fazın (α ve β) ufak kristallerinden oluşur; çünkü büyümeleri sıvı alaşım içinde aynı anda katılaştıklarında engellenir (Şekil 5.3c).

Bazı Alaşımlarda Kristalleşme Prosesi: f noktasının solundaki ve k noktasının sağındaki alaşımlar (Şekil 6.7), aynı sınırsız çözünürlüğe sahip alaşımlar gibi kristalleşir (Şekil 6.3 ve 6.4). Örneğin 1 alaşımı (Şekil 6.7) t_1 sıcaklığında katılaşmaya başlar ve katılaşma t_3 sıcaklığında son bulur. Kristalleşme esnasında sıvı fazın bileşeni likidüs ve katı fazınki de solidüs hattı boyunca değişir. t_2 sıcaklığında m noktası sıvı fazın ve n noktası da katı fazın (α-katı çözeltisi) bileşimini belirtir. Bu alaşımın soğuma eğrisi Şekil 6.3'te verilen alaşımlarınkinden pek fazla değişiklik göstermez. Aynı katılaşma şartları altında e noktasının sağında yatan alaşımlar sadece β-kristallerinden oluşur.

Şimdi de ötektik üstü 2 alaşımının kristalleşmesini göz önüne alalım (Şekil 6.7). t_4 sıcaklığının nisbeten altındaki bir sıcaklıktaki sıvıda, denge şartlarında, α-katı çözeltisi kristalleri oluşur. Soğuma eğrisinde t_4'te kristalleşme gizli ısısının gelişiminin bir sonucu olarak soğuma hızındaki bir azalma nedeniyle bir büküm vardır (*bknz* Şekil 6.7a). α-katı çözeltisinin kristalleşmesi (yani, iki fazın bir arada bulunması) sistemin sadece bir serbestlik derecesi olduğundan dolayı belirli bir sıcaklık aralığında oluşur.

α kristallerinin katılaşması t_e sıcaklığına kadar devam eder. Denge şartları altında α-katı çözeltisinin bileşimi bağ çizgisinin solidüs eğrisini kestiği nokta ve geri kalan sıvının da bağ çizgisinin likidüs eğrisini kestiği noktalar ile saptanır. Örneğin, t_5 sıcaklığında sıvı fazın bileşimi m' katı fazınki de n' noktasına denk gelir.

Sıvı ve katı fazın miktarları Lever yasası ile belirlenir. t_5 sıcaklığında sıvı fazın miktarı $\overline{t_5n'}/\overline{n'm'} \times \%100$ ve α-katı kristallerinki de $\overline{t_5m'}/\overline{n'm'} \times \%100$ bağıntısından bulunur. Alaşım, ötektik t_e sıcaklığına ulaştığında α-kristalleri maksimum α_d konsantrasyonuna (d noktası) ulaşır ve sıvı fazın L_c (c noktası) ötektik bileşimi vardır. Bu şartlar altında tamamiyle doymuş α ve β çözeltileri sıvı fazda bir arada bulunarak ötektik $\alpha_d + \beta_e$ oluşturur.

Ötektiğin katılaşma prosesi sabit t_e sıcaklığında ilerler; çünkü faz kuralına göre sabit

bileşimli üç faz (L_c, α_d, ve β_e) bir arada mevcut olduğunda sistem değişmezdir ($F = 0$). Soğuma eğrisinin (Şekil 6.7a) ötektiğin katılaşmasına karşılık gelen t_e sıcaklığında bir yatay basamağı vardır. Bu nedenle katılaşan alaşım esasen α-kristalleri ve ötektikten $(\alpha + \beta)$ oluşur. Bileşimi d ve c noktaları arasında olan herhangi bir ötektik altı alaşımın aynı yapısal bileşenleri vardır.

Şekil 5.3d aynı 2 alaşımı gibi katılaşan (Şekil 6.7) ötektik altı Pb-Sn alaşımının mikro yapısını göstermektedir. Ötektik alaşım (Şekil 6.7b, c noktası) t_e'den nisbeten düşük bir sıcaklığa ulaştığında katılaşmaya başlar.

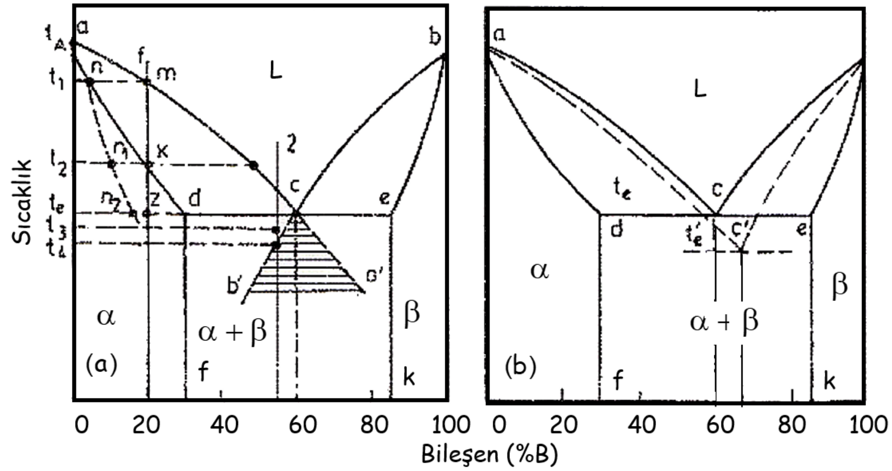
Yukarıda bahsedildiği gibi ötektik alaşım sabit bir sıcaklıkta katılaşır. Ötektik alaşımın soğuma eğrisinin A ve B bileşenli sistemin katılaşmasındaki soğuma eğrilerine benzeyen, t_e sıcaklığında bir tek yatay basamağı vardır. Bu değişmez denge sıcaklığında $P = 3$, $C = 2$ ve $F = 2 + 1 - 3 = 0$ dır. Katı alaşım ötektikten $(\alpha_d + \beta_e)$ oluşur. α ve β-katı çözeltilerinin nisbi oranı bir bağ hattı olarak, dce ötektik izoterminin göz önüne alınmasıyla elde edilebilir (Şekil 6.7b):

$$\alpha = \frac{\overline{ce}}{\overline{dce}} \times \%100 \quad \text{ve} \quad \beta = \frac{\overline{dc}}{\overline{dce}} \times \%100$$

Alaşımların ötektik üstü katılaşması ötektik altı alaşımlarınki gibi olur; sadece sıvı içinde α-katı çözeltisi yerine β-katı çözeltisi ayrışır. Ötektik üstü alaşımların yapısı esasen β-fazı ve ötektik $\alpha_d + \beta_e$ kristallerinden oluşur (Şekil 5.3e).

Lever yasası değişik alaşımların katılaştırıldıktan sonra yapısal bileşenlerinin miktarsal oranının bulunmasında kullanılabilir. Örneğin, alaşım 2'deki ötektik altı birincil α kristallerinin miktarı $\overline{t_e c}/\overline{dc} \times \%100$'ye ve ötektiğinki $\overline{t_e c}/\overline{dc} \times \%100$'ye eşittir.

Dengesiz Kristalleşme: Yukarıda tartışılan proses dengeye yakın şartları yani, çok yavaş soğutmayı belirtir. α ve β-katı çözelti kristallerinin dendritik segregasyonunun gelişiminin yanı sıra soğutma hızındaki bir artış, katılaştırılmış alaşımların faz içeriği ve yapısında önemli derecede değişikliklere yol açabilir. Örneğin dengesiz kristalleşme ile alaşımlar d noktasının solundaki bileşimlerde bir ötektik oluşturabilir; yani, A içinde B bileşeninin maksimum çözünebilirliğinden daha az veya B bileşeninin içinde A bileşenin maksimum çözünebilirliğine kadar (e noktası). Bu durum 1 alaşımını (Şekil 6.8a) bir örnek olarak kullanarak göz önüne alınabilir. Yüksek soğuma hızında katı halde difüzyon dengelenmesi için zaman yetersiz olduğundan, kristalleşen α-fazının ortalama bileşimi dengesiz solidüs hattı nn_1n_2 ile saptanır. Denge şartlarına yakın yavaş soğutma şartları altında alaşımın soğutulması t_2 sıcaklığında tamamlanır (k noktası). Fakat hızlı soğutmada sıvı faz ötektik sıcaklığına kadar korunur (nn_1n_2 hattı t_e'nin üstünde 1 alaşımının ordinatını kesmez). Ötektik sıcaklığında geri kalan sıvı miktarı $\overline{n_2 z}/\overline{n_2 c} \times \%100$'dir. Sıvı fazın bir kısmı t_e sıcaklığında ötektik dönüşümüne uğrar. Bu nedenle dengesiz kristalleşmeden sonra, 1 alaşımı katılaşmadan sonra, birincil α-katı çözeltisi kristalleri ve ötektikten $(\alpha + \beta)$ meydana gelir; yani, yapısı denge şartları altında elde edilenden farklılık gösterir (sadece α-katı çözeltisi kristalleri). Soğutma hızı artırıldığında, çözünürlük sınırı d sola doğru hareket etmiş gibi görünür. Bu olayın pratik önemi çok büyüktür.



Şekil 6.8: Sınırlı çözünürlüklü katı çözelti ve ötektik oluşturan alaşımların denge diyagramı (dengesiz kristalleşme).

Bu tür alaşımlar homojenleştirme (yüksek bir sıcaklıkta uzun süre ısıtma) ile denge durumuna getirilebilir. Yüksek bir sıcaklığa ısıtılmasıyla (fakat ötektiğin ergime noktası altında) β-fazı, α fazı içinde veya tersine α-fazı, β-fazı içinde çözünür (alaşımın bileşimine bağlı olarak) ve sonuçta ötektik yok olur. Ayrıca daha yüksek bir soğutma hızı, denge şartları altında artık α- ve β-fazı kristalleri ve ötektik oluşumu, katılaşan ötektik üstü ve ötektik altı alaşımların yapısını değiştirebilir (Şekil 6.8a). Dengesiz kristalleşme tamamiyle ötektik bir yapıyı bu alaşımlara pay edebilir. Böyle bir yapıya ötektik-benzeri (*quasi-ötektik*) yapı denir; çünkü faz diyagramında temsil edilen ötektiğinkinden farklı bir bileşimi vardır.

Sıvı alaşım içinde α-fazı kristallerinin oluşumu, sadece bir sıcaklığın ac likidüs hattına veya devamına karşılık gelen sıcaklıktan nisbeten daha düşük ve β-fazı kristallerinin oluşumu bc hattı veya devamına karşılık gelen sıcaklıktan nisbeten düşük bir sıcaklığa ulaştığında mümkündür. Sadece bu durumlarda başlangıç sıvı fazı α- veya β-fazlarına göre aşırı doymuş olur. Likidüs eğrilerinin (ac ve bc hatlarının) devam ettirilmesiyle oluşan taralı $b'ca'$ alanda (Şekil 6.8a) sıvı fazı hem α hem de β fazlarına göre aşırı doymuş olarak bulunur. Bu nedenle, bu bölgede hem α- hem de β-katı çözeltilerinin aynı anda ötektik oluşumu ile beraber kristalleşmesi mümkündür. Bu 2 alaşımının (Şekil 6.8a) bir örnek olarak kullanılmasıyla gösterilebilir. Eğer sıvı fazın aşırı soğuma sıcaklığı, örneğin t_3 gibi, t_4 ile ötektik hattı arasında ise ötektiğin katılaşmasında α fazının kristalleri önce donmaya başlar. t_e ile t_4 sıcaklığı arasında aşırı soğuma derecesi büyüdükçe, oluşan α-fazı kristalleri miktarı azalır ve ötektik (ötektik-benzeri) miktarı artar.

Eğer sıvı faz t_4 sıcaklığı altına aşırı soğutulursa, faz hem bileşenleri (yani, A ve B) hem de ötektiği kapsayan α- ve β-katı çözeltileriyle aşırı doyarak aynı anda donmaya başlar. Ötektik (ötektik-benzeri) denge bileşimine göre A bileşeni ile zenginleşir. Aşırı soğuma derecesi büyüdükçe, ötektiği oluşturan α- ve β-fazlarının kritalleri ufalacaktır.

Belirli bir hızda soğutulan bazı alaşımlar için sıvı fazın β-fazına göre aşırı soğuma derecesi α-fazından daha büyüktür. Bu c ötektik noktasını sağa kaydırır (*bknz* Şekil 6.8b) alaşımın ötektik bileşimi bir ötektik altı olarak katılaşır.

Özellikler ile Faz Diyagramları Arasındaki İlişki: Özellikler, sınırlı çözünürlüğe sahip alaşımlarda, tek fazlı bir katı çözelti için konsantrasyon eğrisi boyunca ve iki-fazlı bölgede bir doğru hat boyunca değişir (Şekil 6.7c). Doğru hattın uç noktaları doymuş katı çözeltilerin özellikleri ile uyuşur. Heterojen yapının oluşumuyla, örneğin $\alpha+\beta$-fazları, bazı özellikler (sertlik, mukavemet, elektriksel iletkenlik, vs) karışımlar kuralına göre değişir. Bununla beraber, özellikler büyük ölçüde fazların dağılımı ve düzenine, ufak yapılarına (mozaik blokların boyutu, kristal kafes çarpılması, vs), tane boyutu ve diğer faktörlere bağlıdır. Örneğin heterojen yapılı $(\alpha + \beta)$ alaşımlarda fazların parçacıklarının tasfiyesi lineer bağıntıdan önemli ölçüde sapmaya yol açar (Şekil 6.7c, çizgili hat). Ayrıca faz diyagramının belirttiği gibi, bileşim ve yapı ile özelliklerin bu değişiminin, eğer diyagramın her bir bölgesindeki alaşımların yapısal durumunun aynı olduğu ve özelliklerin kesinlikle aynı sıcaklıkta ya standard sıcaklıkta ya da bundan biraz farklı sıcaklıkta ölçülürse, geçerli olduğunu hatırlamak gerekir.

Katı çözelti oluşturan alaşımların döküm özellikleri zayıftır. İyi döküm özellikleri elde etmek için döküm içindeki alaşımların konsantrasyonu katı halde maksimum çözünürlüğünü aşmaması ve ötektik bileşime yaklaşması gerekir. Ötektik alaşımların iyi akışkanlık özelliği vardır ve büzülmeleri, büzülme delikleri olarak görülür (Şekil 6.7c). Homojen katı çözelti bölgelerindeki alaşımlar sünektir ve bu yüzden kolaylıkla haddelenebilir, şekil verilebilir vs . Süneklik yapıda ötektik görüldüğü zaman şiddetli bir şekilde düşer. Bu nedenle ötektik sıcaklığındaki maksimum çözünürlük, dövme alaşımlar için bileşenlerin konsantrasyonunun üst sınırıdır.

Yerçekimsel Segregasyon: Alaşımlar Şekil 6.8'de verilen tipte bir faz diyagramına göre katılaşırken sık sık yerçekimsel segregasyon olarak bilinen bir olaya rastlanır. Örneğin, Pb-Sb alaşımlarının katılaşmasında ayrışan α-kristalleri (Pb içinde Sb'nin katı çözeltisi) veya β-kristalleri (Sb içinde Pb'nin katı çözeltisi) alaşımın geri kalan sıvı kısmından yoğunluk bakımından oldukça farklıdır. Bunun sonunda kristaller ya yüzeye (β-kristalleri) yükselir ya da dibe (α-kristalleri) batar. Bu nedenle, ingot özellik ve bileşim bakımından homojen değildir. Ötektik altına yavaş bir soğutma işleminde yerçekimsel segregasyon nedeniyle ingotun üst kısmı Sb ile zenginleşir ve sadece ötektikten oluşurken ingotun alt kısmı az miktarda ötektik ile birçok artık α kristalleri içerir (Şekil 6.9).

Yerçekimsel segregasyonu önlemek için, bu tür alaşımlar kurşunlanmış bronzlar elde etmek için hızlıca soğutulur ve şiddetlice karıştırılır. Bazen üçüncü bir bileşen alaşımın tabakalar halinde ayrılmasını zorlaştıran dendritik dallanma şeklinde katılaşır. Bu son prosedür yatak alaşımı yapımında kullanılır.

Sınırlı-Çözünürlüğe Sahip Katı Çözeltiler Oluşturan ve Peritektik Reaksiyona Uğrayan Alaşımlar için Denge Diyagramları: Peritektik reaksiyonun oluştuğu alaşımlar için denge diyagramı Şekil 6.10'da verilmektedir. Likidüs eğrisi acb ve solidüs eğrisi



Şekil 6.9: Yerçekimsel segregasyon nedeniyle bir dökümde heterojenliği gösteren şematik diyagram.

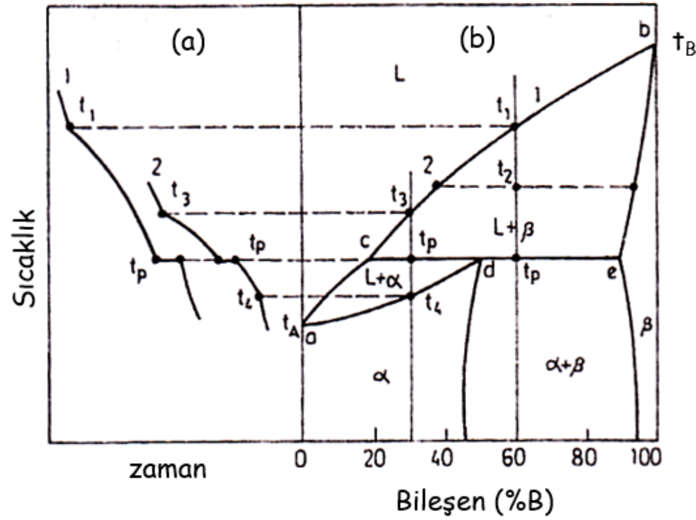
$adeb$'dir. B bileşenin A bileşeni içindeki maksimum çözünürlüğü d noktası ve benzer şekilde A'nın B'deki maksimum çözünürlüğü e noktasıdır. Ötektik sıcaklığında olduğu gibi, peritektik sıcaklığında da üç faz bir arada mevcuttur: sıvı faz ve iki katı faz (α ve β). Bununla beraber ötektik ve peritektik reaksiyonları arasında köklü bir farklılık vardır. Ötektik dönüşümde iki faz sıvı fazdan aynı anda ayrılırken peritektik reaksiyonda sadece bir faz katılaşarak ayrılır. Bu faz önce ayrılan katı faz ile belirli bir bileşimdeki sıvı faz arasındaki etkileşimin bir sonucu olarak oluşur.

Peritektik reaksiyon mekanizması en iyi bir şekilde 1 ve 2 alaşımlarının katılaşmasının göz önüne alınmasıyla açıklanabilir. 1 alaşımı, sıvı alaşımdan β-katı çözelti kristallerinin ayrılmaya başladığı t_1 sıcaklığında katılaşmaya başlar. t_p sıcaklığında c noktası ile belirli bileşimde (L_c) sıvı faz e (β_e) bileşimli β-katı çözeltisi ile dengededir. Ayrıca t_p sıcaklığında sıvı faz α kristalleriyle doyurulduğunu da hatırlatmak gerekir. α-katı çözeltisinin kristalleri önce ayrılan β-katı çözeltisi kristalleri ve sıvı faz (L_c) arasında etkileşen bir peritektik reaksiyonun sonucu olarak oluşur: $L_c + \beta_e \rightarrow \alpha_d + \beta_e$. Daha önce ayrılan β-katı çözeltisinin kristalleri sıvı faz ile etkileşir ve sonuç olarak α-fazı ayrılır.

Sabit bileşimli üç faz (L_c, β_e ve α_d) peritektik sıcaklığında aynı anda bir arada bulunur. Bu durum değişmez dengeye karşılık gelir ve sadece t_p sabit sıcaklığında mümkündür (Şekil 6.10a'daki soğuma eğrilerine bakınız).

1 alaşımı için reaksiyona giren fazların oranı β-kristalleri fazlalığı ile karakterize edilir. Bu sebeple peritektik reaksiyonda belirli bir miktarda β-fazı kullanılmamış olur. Tamamiyle katılaşmış 1 alaşımının yapısı α- ve β-kristallerinin peritektik yapısından oluşur. Bu kristallerin boyut ve şekli ve kristalleri, karşılıklı düzenleri kristalleşmenin şartlarına bağlıdır. Çoğu durumda peritektik yapı iyi-gelişmiş değişimli α- ve β-kristallerinden oluşur (Şekil 5.3b).

2 alaşımı, t_3 sıcaklığında sıvı fazdan β-katı çözeltisinin kristallerinin ayrışmasıyla katılaşmaya başlar. Sıcaklığın t_p'ye ulaşmasını takiben peritektik reaksiyon oluşur: $L_c +$



Şekil 6.10: Sınırlı çözünürlüğe sahip ve peritektik bir reaksiyonlu katı çözelti oluşturan alaşımlar için soğuma eğrileri ve denge diyagramı.

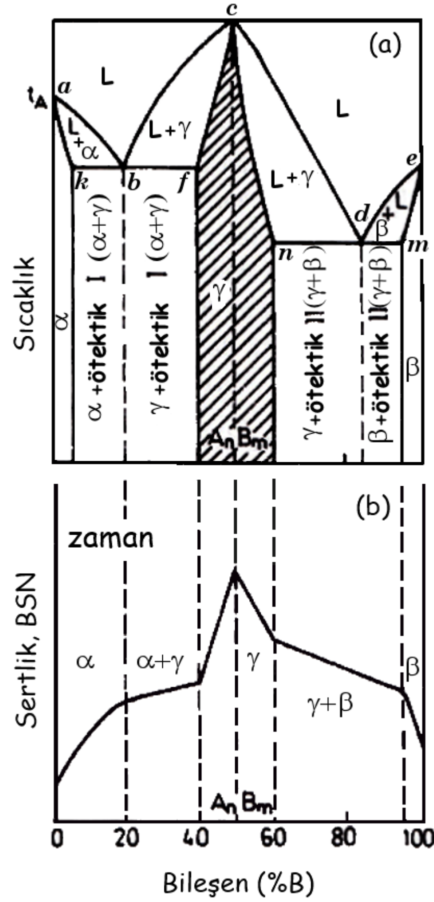
$\beta_e \rightarrow \alpha_d + L_c$. Bu bileşimdeki bir alaşımın peritektik reaksiyonu ile sıvı faz fazlalığı oluşur. Böylece bu alaşımın katılaşması peritektik noktasında tamamlanmaz ve α-katı çözeltisinin kristalleri, sıcaklık daha da düşürüldükçe, ayrılmaya devam eder ve katılaşma t_4 sıcaklığında son bulur. Katılaşmış 2 alaşımı sadece α-katı çözeltisinin kristallerinden oluşur.

c noktasının solundaki alaşımlar sadece α-fazının, e noktasının sağındakiler ise sadece β fazının oluşumu ile katılaşır. Bu alaşım sisteminin yapı ve faz bileşimleri çakışır. Peritektik reaksiyonlar birçok endüstriyel alaşımlarda, örneğin Fe-C, Cu-Zn, Cu-Sn vs , oluşur.

6.5 KİMYASAL BİLEŞİK İÇEREN ALAŞIMLARIN FAZ DİYAGRAMI

Kararlı Kimyasal Bileşikli Alaşımlar: Şekil 6.11'de bir kararlı kimyasal bileşiği olan bir alaşımın denge diyagramı verilmektedir. Kararlı kimyasal A_nB_m bileşiği içeren alaşımların denge diyagramları iki kısma ayrılabilir. Bir kısmı bağımsız bir rol oynayan ve bileşenlerden birinin kimyasal bileşik ile oluşturduğu alaşımı (A-A_nB_m bölgesi) ve diğer kısım bileşenlerden ötekisinin aynı kimyasal bileşik ile yaptığı alaşımı belirtir (B-A_nB_m bölgesi). Bu alaşımlar için diyagramın her bir kısmı ötektik oluşturan katı durumda sınırlı çözünürlüğü olan alaşımları temsil eder.

Taralı bölgedeki (γ-katı çözeltisi) alaşımlar $A_nB_m$kimyasal bileşiğinin ordinatının solunda $A_nB_m$bileşiği içinde A bileşeninden oluşan katı çözelti; bunun sağındakiler ise



Şekil 6.11: (a) Kararlı bir kimyasal bileşik oluşturan alaşımlar için denge diyagramı ve (b) sertliğin bileşime bağımlılığı.

$\mathsf{A}_n\mathsf{B}_m$içinde B bulunan katı çözeltiye karşılık gelir. A bileşeni esasına dayalı katı çözeltiler α-fazına, B bileşeninki de β-fazına karşılık gelir.

A-$\mathsf{A}_n\mathsf{B}_m$alaşımları, abc likidüs eğrisi boyunca belirlenen sıcaklıklarda katılaşmaya başlar. Peritektik reaksiyonda sadece bir faz ayrışırken, α-katı çözeltisi, ab hattı üstünde bulunan ve γ-katı çözeltisi bc hattı üstündeki sıcaklıklarda ayrılmaya başlar. Katılaşma, solidüs hattı olan ak, kbf ve fc karşılık gelen sıcaklıklarda tamamlanır. ak hattı α-katı, fc hattı γ-katı çözeltisinin katılaşma sonu sıcaklığını belirtir. Ötektik $\alpha + \beta$ (ötektik I), kbf hattına karşılık gelen sıcaklıkta oluşur. γ-katı çözeltisinin kristalleri sıvı fazından cd, β-katı çözeltisinin kristalleri de hattına denk gelen sıcaklıklarda ayrılmaya başar. cn hattı, γ-katı çözeltisinin me hattı da β-katı çözeltisinkinin katılaşma sonunu temsil eder. Ötektik $\gamma + \beta$ (ötektik II) ndm hattına karşılık gelen sıcaklıklarda oluşur.

Tek-faz yapılarında, A-$\mathsf{A}_n\mathsf{B}_m$ alaşımlarında, α- ve γ-katı çözeltileri sırasıyla ak ve fc solidüs hatlarının altında bulunur (Şekil 6.11). kbf ötektik yatay hat altında α- ve

γ-kristalleri ve ötektik $\alpha+\gamma$ (ötektik I) fazlalığı vardır. Benzer şekilde B-A$_n$B$_m$alaşımları için yapı cn hattı altındaki sıcaklıklarda γ-, em hattı altındaki sıcaklıklarda β-katı çözeltisinden ve ndm ötektik hattı altındaki sıcaklıklarda $\gamma+\beta$ ötektik ile γ- ve β-kristalleri fazlalığından oluşur.

Alaşımların özelliklerini belirleyen eğri (Şekil 6.11b) kimyasal bileşiğin konsantrasyonuna karşılık gelen noktada karakteristik bir büküm noktası (tekil nokta) gösterir. Bu durum, kimyasal bileşiklerin bileşenlerinden büyük ölçüde değişiklik gösteren özellikleri gerçeğinden kaynaklanmaktadır.

Kimyasal bileşikler, özellikle metaller ile karbon (karbürler) ve azot ile bileşikleri yüksek sertliğe sahip fakat kırılgandır. Kimyasal bileşikler alaşımların sert yapı elemanları olarak bir heterojen yapı içinde kullanıldıklarında önemli avantajları vardır. Buna demir alaşımları içindeki karbürler, aluminyum içinde de $CuAl_2$ bileşiği ve başka örnekler verilebilir.

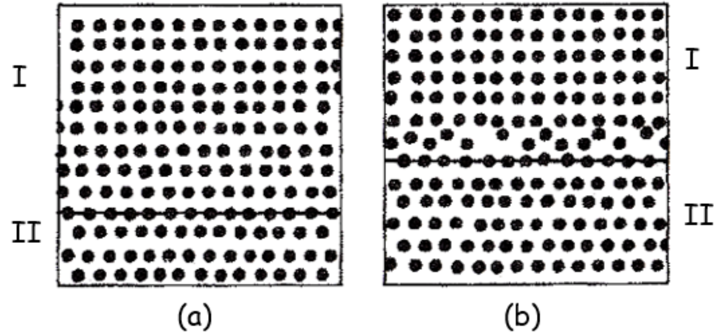
6.6 KATI DURUMDA FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

Faz dönüşümleri bazı alaşımlarda tamamiyle katılaştıktan sonra, yani, katı durumda, oluşur. Bunlar ya bileşenlerin polimorfik dönüşümleri ya da bileşenlerin katı durumda karşılıklı çözünebilirliğindeki değişimlerden sonuçlanan bir katı çözeltinin parçalanması nedeniyle olabilir.

Katı durumdaki dönüşümler yeni fazın çekirdeğinin oluşumunu takiben büyümeleri ile ilerler. Katı durumda fazların oluşumunda kristalleşme prosesi bir sıvıdan kristalleşme işlemindeki gibi yasaların tamamına uyar. Burada sadece katı durumdaki bazı özel dönüşümler göz önüne alınacaktır.

Bir katı çözeltinin parçalanmasını içeren veya polimorfik dönüşümler (martenzitik dönüşüm hariç), başlangıç faz yapısınınkinden farklılık gösteren bir bileşime sahip fazların oluşumu ile ilerler. Bu yüzden kritik boyuta sahip çekirdeği olan yeni fazın homojen çekirdekleşmesi, enerji ve konsantrasyonda salınımlar gerektirir. Aşırı soğuma derecesi büyüdükçe çekirdeğin kritik boyutu ve oluşumu için gerekli enerji ve konsantrasyon salınımları küçülür. Çekirdekler genellikle kristal kafesinin tane sınırları, dislokasyon yığınları, empürite inlüzyonları üstünde vs (heterojen çekirdekleşme) gibi hatalı yerlerinde oluşur. Bu durum çekirdekleşme için gerekli iş miktarındaki azalma (homojen çekirdekleşmeye oranla) ve difüzyon prosesinin hızlanması nedeniyledir. Son olarak, yeni fazın çekirdekleşmesi için gerekli konsantrasyon salınımlarının kolaylıkla elde edilmesini sağlar. Bunun sonucunda başlangıç fazın taneleri ne kadar küçük olursa, yeni oluşan fazın çekirdek sayısı ve faz dönüşümünün hızı da o kadar artar. Yeni fazın çekirdeklerinin büyümesi (koherant çekirdekler hariç) başlangıç fazından yeni oluşmuş fazın arayüzeyi boyunca düzensiz geçişi ile meydana gelir.

Katı durumda atomların difüzif hareketliliği, sıvı fazınkinden önemli derecede düşüktür. Bu yüzden katı durumda yeni fazın çekirdeklerinin oluşumu ve büyümesi, bileşimde



Şekil 6.12: Başlangıç (I) ve yeni (II) fazlar arasındaki ilişkiyi gösteren şema, (a) yeni fazın büyümesi üzerine kafesin bir durumdan bir diğerine sürekli geçişi (koharens); (b) sınırdaki düzensizliğin koharensin ihlaline yol açması.

gerekli salınımlar elde etmek ve başlangıç fazının bileşenlerinden birinin atomlarının büyüyen kristalin sınırına yavaş ilerlemesi için gereklilikler ile zorlukları içerir.

Ayrıca yeni fazın oluşumunda çoğu durumda fazın yapısal esası ve boyutsal uyum göstermesi gerçeği, katı durumdaki dönüşümlerin tipik özelliğidir. Sonra yeni fazın bir çekirdeği o şekilde yönlendirilir ki, başlangıç fazına belirli kristallografik düzlemler boyunca yapışır.

Kafeslerin yeni ve başlangıç fazları arasındaki sınırda belirli kristallografik düzlemler boyunca birleşimi veya uygunluğu (koheransı) mevcut olduğu sürece (Şekil 6.12a), yeni faz yüksek bir hızda büyür; çünkü atomların kısa mesafeler boyunca hareketleri düzenlidir. Fakat yeni fazın bir çekirdeğinin oluşumu, yeni ve başlangıç fazlarının özgül hacimlerindeki fark nedeniyle elastik enerji (yani, elastik deformasyon enerjisi) gelişimine yol açar. Belirli bir anda elastik deformasyon ile gelişen gerilimlerin büyüklüğü metalin elastik sınırını aşar. Bu bir fazlararası sınır oluşumu ve uygunluğun (koherans) bozulmasıyla sonuçlanan kayma (veya kesme) deformasyonuna yol açar (Şekil 6.12b). Bunun bir sonucu olarak, ilave koherent büyüme imkansızlaşır.

Koherant büyüme ayrıca büyüyen kristal veya başka kristal hatalarının tane sınırına ulaştığında engellenebilir. Yüksek sıcaklıklarda (yeniden kristalleşme eşik sıcaklığının üstünde) koherans çabucak bozulur; çünkü elastik sınır şiddetle düşer. Yeni faz kristalleri yeterli hızda büyümeye devam eder; fakat bu durum sadece atomların faz arayüzeyi boyunca matris fazdan yeni faza difüzif hareketi ile oluşur. Böyle bir dönüşüm mekanizmasına *difüzyon dönüşümü* (veya *normal dönüşüm*) denir.

Eğer başlangıç ve yeni fazlar arasında bir yapısal uyum varsa, yeni faz başlangıç fazında lameller veya iğneler şeklinde belirli kristallografik düzlemler boyunca dağıtılır. Buna *Widmanstätten yapısı*[4] denir. Yeni fazın kristalleri yüksek bir hızda, başlangıç fazın kafes düzlemleri ve yönlerinde, büyür. Yeniden kristalleşme eşik sıcaklığının üstündeki

[4] Avusturyalı araştırmacı A. Widmanstätten 1908 yılında demir-nikel meteroitinde bu yapıyı keşfetmiştir.

sıcaklıklarda dönüşüm, normal (difüzif) mekanizmaya göre ilerlediğinde, fazların karşılıklı oryantasyonu sadece kristallografik uyum sağlandığında mümkündür.

Eğer yeni fazın kristal kafes yapı ve bileşimi başlangıçınkinden büyük ölçüde farklılık gösterirse genellikle yarı-kararlı bir faz oluşur. Bunun yapısı ve bileşimi başlangıç ve kararlı fazlarınkinin arasındadır. Bir yarı-kararlı fazın oluşumu sistemin serbest enerjisinde bir azalmaya yol açmasına rağmen, minimum serbest enerjiye ulaşamaz. Buna rağmen bir yarı-kararlı fazın oluşumu kinetik olarak çoğu kez daha uygundur; çünkü başlangıç fazının kafesine daha iyi sığar ve konsantrasyonda daha az salınım gerektirir.

Bazen iki veya daha çok yarı-kararlı fazdan kararlı bir faza çok-basamaklı bir geçişi gözlenir. Yarı-kararlı fazlardan bir kararlı faza geçiş yasasına *basamak kuralı* denir. Grafit, kararlı faz yerine oluşan sementit Fe_3C yarı-kararlı fazının olduğu Fe-C alaşımları gibi önemli bir sistemde bir orta faz gözlenir.

Bir yarı-kararlı faz, belirli şartlar altında, serbest enerjisindeki bir düşüş ile kararlı bir duruma geçer. Bu dönüşüm genellikle kafesler arasındaki koharent sınırları ihlal eder ve fazlararası sınırların oluşumuna yol açar (Şekil 6.12b).

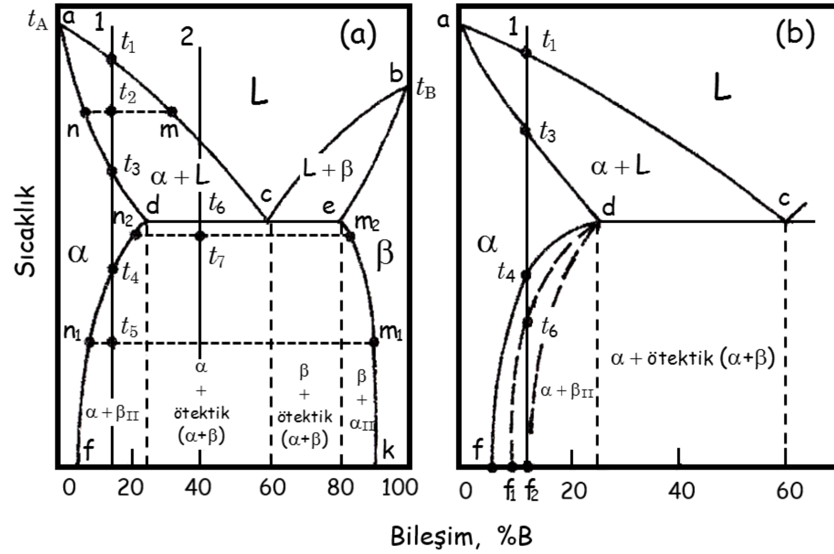
Yüksek soğuma hızlarında polimorfik bir katı çözeltinin parçalanması ve diğerleri gibi normal difüzyon dönüşümleri bastırılabilir. Soğumayı takiben alaşım, düşük sıcaklıklarda yarı-kararlı ve yüksek sıcaklıklarda kararlı bir fazdan oluşur.

Polimorfik dönüşüm durumunda bir yüksek-sıcaklık fazından bir düşük sıcaklığa aşırı soğutma ile en çok bir yüksek-sıcaklıklı değişimden bir düşük-sıcaklıklı değişime difüzyonsuz dönüşüm olur. Difüzyonsuz dönüşüm, yer değiştirme ile başarılır. Dönüşümün yer değiştirme mekanizması komşularını koruyan ve atomların bir birine göre atomlararası mesafeden daha az yer değiştiren atomların işbirliği ve düzenli hareketine dayanır. Fazların bileşimlerinde hiç bir değişiklik olmaz. Bu prosese *martenzit dönüşümü*[5] ve oluşan faza da *martenzit* denir. Dönüşüm ilerledikçe oluşturulan bir martenzit kristali koherent olarak başlangıç fazına yapışır ve hatta mutlak sıfıra yakın sıcaklıklarda bile yüksek hızda ($\approx 10^3$ m/s) büyür. Böyle bir dönüşüme *atermik*'tir denir.

Kafeslerin koharent yapısının ihlal edilmesi üzerine atomların bir değişimden bir diğerine düzenli geçişi imkansız olur ve martenzit kristallerinin büyümesi durur. Bir fazdan bir diğerine atomların difüzyon geçişi bu düşük sıcaklıklarda, pratik olarak, yok sayılır.

Alaşımlarda normal (difüzyon) ve martenzit (difüzyonsuz) polimorfik dönüşümlerin yanısıra bazen *masif dönüşüm* denen bir orta tip dönüşüm oluşur. Bu dönüşümde kafes tipi fazların bileşimleri değiştirilmeksizin değiştirilir. Bir masif dönüşüm normal mekanizmaya göre ilerler; fakat yüksek aşırı soğutma nedeniyle nedeniyle uzun mesafeler boyunca oluşmaz.

[5]Genellikle sertleştirilmiş çeliğin yapısına martenzit denir.



Şekil 6.13: Katı durumda sınırlı çözünürlüğe sahip alaşımların sıcaklığın düşürülmesiyle oluşan denge diyagramı.

6.7 KISMEN PARÇALANAN ALAŞIMLARIN FAZ DİYAGRAMI

Sıcaklık düşürüldüğünde kısmen parçalanan katı çözelti içeren alaşımların bir denge diyagramı Şekil 6.13'te verilmektedir. Daha önce bahsedilen sınırlı çözünürlüğe sahip diyagramlarda olduğu gibi ac ve bc likidüs eğrileridir. ac eğrisine karşılık gelen sıcaklıklarda, sıvı alaşımdan α-kristalleri ayrılmaya başlar ve β-fazının kristalleri de sıvıdan bc hattı boyunca ayrılır.

d noktası ötektik sıcaklığında B bileşeninin A bileşeni içinde maksimum çözünürlüğünü f noktası da aynı alaşımın oda sıcaklığındaki çözünürlüğünü belirtir. Böylece df eğrisi B'nin A içinde sıcaklık ile çözünürlüğünün değişimini gösterir. Buna *solvüs eğrisi* denir. Buna karşılık olarak e ve k noktaları sırasıyla ötektik ve oda sıcaklığında A bileşeninin B içindeki çözünürlükleri belirtir. dce hattına karşılık sıcaklıklarda ötektik katılaşır: $L_c \rightarrow \alpha_d + \beta_e$. f noktasının solundaki bir bileşimdeki alaşımlar α-, k noktasının sağındakiler ise β-katı çözeltisinden oluşur; yani, tek-faz alaşımlarıdır.

Ötektik altı alaşımlar, katılaşmadan sonra, tamamiyle doymuş birincil α_d (literatürde primer $alpha_d$ olarak da anılır) ve ötektikten ($\alpha_d + \beta_e$) oluşur. Benzer şekilde katı ötektik üstü alaşımlar tamamiyle doymuş katı kristal çözeltisi β_e ve ötektikten ($\alpha_d + \beta_e$) oluşur.

Denge diyagramının df ve ek solvüs eğrileri arasında kalan bölge iki-fazlı duruma aittir: $\alpha + \beta$-katı çözeltileri. Ötektik altı ve üstü alaşımlardaki fazlar sıcaklık düşürüldükçe bileşimle değişir. Bu değişim parçalanan α- ve β- katı çözeltisinin kristalleri nedeniyledir. Sıcaklık düştükçe β-fazı α-fazından ve α da β'dan ayrılır. α-fazının bileşimi df ve

β-fazınınki de ek eğrisi boyunca değişir. Tamamiyle soğumuş ötektik altı alaşımların $\alpha_f + \text{ötektik}(\alpha_f + \beta_k) + \beta_{kII}$ ve ötektik üstü alaşımların $\beta_k + \text{ötektik}(\alpha_f + \beta_k) + \alpha_{kII}$ yapısı vardır. Eğer seçilen alaşım konsantrasyonu d ve f noktaları arasında ise, o zaman solvüs eğrisi df altındaki sıcaklıklarda β_{II}-fazı α-katı çözeltisinden ayrılır. Soğumada β-fazının parçalanması üzerine; yani, ek solvüs eğrisi altında, α_{II}-fazı ayrılır.

Şimdi bir aşırı doymuş katı çözeltinin parçalanma prosesini daha detaylı bir şekilde göz önüne alalım.

6.8 KATI HALDE MEYDANA GELEN YAPISAL DÖNÜŞÜMLER

Örneğin 1 alaşımını kullanarak (Şekil 6.13a) sıcaklıkta bir düşme ile B bileşeninin A bileşeni içindeki çözünürlüğündeki azalma sebebiyle katı çözeltinin parçalanmasıyla ilgili dönüşümleri inceleyelim.

1 alaşımı t_1 sıcaklığında katılaşmaya başlar ve t_3 te katılaşma son bulur. Sıvı fazın bileşimi katılaşma sırasında likidüs ve katınınki de solidüs eğrisi boyunca değişir. Örneğin, t_2 sıcaklığında sıvı fazın bileşimi m noktasına ve α-fazınınki de n noktasına karşılık gelir. 1 alaşımı tamamiyle katılaştığında, sadece α-katı çözeltisinden oluşur. Sıcaklığın t_4'e düşürülmesiyle α-katı çözeltisi B bileşeni ile doyurulmuş olur. Daha düşük sıcaklıklarda ikinci bileşenin çözünürlüğü düşer. Bunun sonucunda artık bileşen α-katı çözeltisi içinden β_{II}-kristalleri şeklinde ayrılmaya başlar.

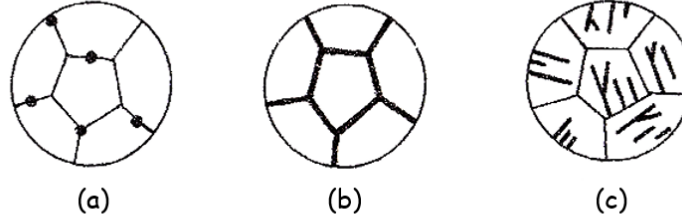
Alaşım t_4'ün altındaki sıcaklıklarda iki fazdan oluşur: α-katı çözeltisi kristalleri ve β_{II}-katı çözeltisinin ikincil kristalleri. α-katı çözeltisinin kristallerinin bileşimi sıcaklık düştükçe dt ve β_{II}-katı çözeltisinki de ek hattı boyunca değişir. Örneğin t_5 sıcaklığında α-fazının bileşimi n_1 ve β_{II} fazınınki de m_1 noktası ile belirtilir.

α-katı çözeltisinin kristalleri ile ikincil kristaller olarak ayrılan β_{II} katı çözeltisinin kristallerinin nisbi miktarı Lever yasası ile bulunur. Böylece

$$\alpha = \frac{\overline{t_5 m_1}}{\overline{n_1 m_1}} \times \%100 \quad \text{ve} \quad \beta_{II} = \frac{\overline{t_5 n_1}}{\overline{n_1 m_1}} \times \%100$$

Bu alaşım oda sıcaklığına soğutulduğunda f noktasına karşılık gelen bir bileşimde (α_f) α-katı çözeltisi ve k noktasının bileşiminde belirli bir miktarda fazlalık (ikincil) β-katı çözeltisi kristalleri (β_{kII}) içerir. β_{II}-kristallerinin çekirdekleri öncelikle α-katı çözeltisinin başlangıç kristallerinin sınırlarında oluşur. Eğer bu çekirdekler yavaş soğutma şartları altında ayrılır ve difüzyon prosesi de yoğun bir şekilde gelişirse, β_{II} kristaller nisbeten büyük ve eş eksenli olur (Şekil 6.14a).

Faz dönüşümleri, katı durumda sınırlı çözünürlüğü olan bileşenlere sahip alaşımlarda, ısıtmayla da oluşur. Bu durum, tekrar 1 alaşımının örnek olarak kullanılmasıyla açıklanabilir (Şekil 6.13). Bu, denge şartları altında iki fazlı bir alaşımdır $(\alpha + \beta_{II})$. Isıtma ile bu denge düzeni bozulur; çünkü B bileşenin α-fazındaki çözünürlüğü solvüs (df)



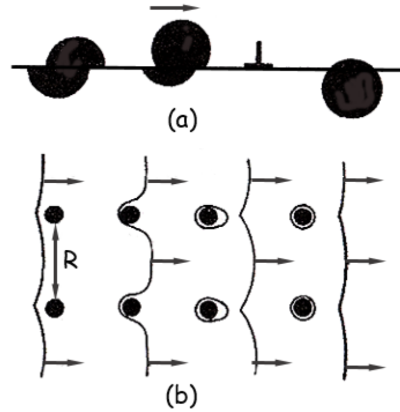
Şekil 6.14: Soğutmada fazlalık fazın bir aşırı doymuş katı çözeltide değişik şekillerde ayrılma şekilleri.

eğrisine göre artar. Bu durum β-kristallerinin α-katı çözelti içinde erimesine yol açar. Alaşım, t_4 sıcaklığının üstüne ısıtıldığında artık β-fazı tamamiyle erir ve alaşım sadece α-katı çözeltiden oluşan tek-fazlı bir hale gelir. Yavaş soğutma ile α-katı çözeltisinden faz diyagramı uyarınca β_{II} fazı ayrılarak tekrar parçalanır. Gerçek şartlar altında, yani, yüksek soğutma hızlarında, dönüşüm df solvüs denge eğrisinin altındaki, örneğin df_1 hattına karşılık gelen sıcaklıklarda, oluşur (Şekil 6.13b). Bunun sonucunda 1 alaşımının α-katı çözeltisinin parçalanması t_4 sıcaklığı yerine daha düşük t_6 sıcaklığında başlar.

Soğutma hızı yükseltildikçe aşırı soğuma derecesi artar ve dönüşüm sıcaklığı düşer. Aşırı soğuma şartları altında α-katı çözeltisinin parçalanması B bileşeni ile aşırı doymasına yol açar. Alaşım tamamiyle soğutulduğunda α-fazının parçalanması f noktası ile değil, f_1 noktası ile temsil edilir. Hızlı soğuma üstüne (ve yüksek α-fazı aşırı doymuşluğu) β-fazının çekirdekleri genellikle matris fazının sınırları boyunca ayrılarak bir tür sürekli zarf veya kabuk oluşturur (Şekil 6.14b). Daha büyük aşırı soğumalarda (daha hızlı soğutma hızlarında) α-fazının mikro bölgeleri (integrasyon yüzeyinden uzaktakilerde dahil olmak üzere) o kadar aşırı doyarlar ki, β-fazının çekirdekleri yapı içindeki değişik hata (blok sınırlar, dislokasyonlar, vs) yoğunluklarının olduğu tane içinde oluşur. Eğer artık fazın çekirdekleri matris kafesi ile yönsel olarak ilişkiliyse, büyüme hızları farklı kristallografik yönlerde aynı olmaz. Bu büyüme lameller ve iğnelerin oluşumuna yol açar (Widmanstätten yapısı). Lamel çökeltileri genellikle matris yapısı iri taneli olduğunda oluşur (*bknz* Şekil 6.14c). Eğer tane büyük ise, tane içinden tane sınırlarına kadar olan difüzyon yolu uzaktır. Bu sınır, çökelmenin oluşumunu daha da zorlaştırır ve bir Widmanstätten yapısının oluşumunu hazırlar.

Çok yüksek bir soğutma hızında α-katı çözeltisinin parçalanmaya başladığı sıcaklık df_2 eğrisi üstünde yatar (Şekil 6.13b). Bunun anlamı, α-katı çözeltisinin düşük sıcaklıklarda parçalanmaksızın soğutulmasıdır. Böyle bir α-katı çözelti B bileşeni ile aşırı doyar ve bileşimi f_2 noktasına denk gelir. Artık bileşen çökelmesini engelleyen ve soğuma sonrası alaşımın yüksek sıcaklıklardaki durumunu koruyan hızlı soğutma veya su verme işlemine *sertleştirme* denir. Sertleştirilmiş ve aşırı doyurulmuş bir katı çözelti karasızdır ve ısıtma ile (yaşlandırma veya temperleme) ve, bazı durumlarda da, oda sıcaklığında parçalanmaya başlar.

Katı çözeltinin parçalanma hızı alaşımın ısıtıldığı sıcaklık ile artar. Aşırı doymuş α-katı çözeltisinin parçalanmasının başlangıç aşamalarında B bileşeni ile zengin bölgeler



Şekil 6.15: Çökelme sertleşmeli alaşımlarda dislokasyon hareketinin modeli, (a) kayma dislokasyonlarının dağılmış parçacıkları kesmesi; (b) kayma dislokasyonlarının ikinci faz parçacıklarının etrafında bükülmesi ve etrafından geçmesiyle etrafında halka bırakması.

oluşur. Bunlara *ön-çökelme bölgesi* (Guinier-Preston bölgesi, GP) denir. Örneğin, Al-Cu alaşımlarında GP-1 bölgeleri 40 ile 60Å çapında başlangıç α-katı çözeltisinin kristal kafesini koruyan birkaç atom tabakası kalınlığında disklerdir.

Parçalanma prosesinin daha da gelişmesinde GP-1 bölgesi büyür ve içindeki atomların dizilişi düzenlenerek (GP-2) artık fazının kristal kafesine yaklaşımda bulunur. Sıcaklıktaki bir artışta (veya verilen bir sıcaklıkta uzunca bir süre tutma) büyümesi ilerleyen GP bölgesi esasına dayanarak β-fazı çekirdekleri oluşur.

Yaşlanma prosesinde sık sık bir yarı kararlı β-fazı yerine β'-fazı oluşur. Bu yarı kararlı faz, yapısal ve bileşim olarak β- ve α-fazları arasındadır. Bundan sonra yarı kararlı β'-fazı, β-fazına geçer. Bunun sonucunda aşırı doymuş α-katı çözeltisinin parçalanması aşamalı olarak olarak yarı kararlı faz boyunca dönüşümün değişik aşamaları arasında sadece çok küçük yapısal (ve/veya konsantrasyon) farklılıkları ile ilerler. Çökeltinin ilk aşamalarında yarı kararlı β'-fazının kafesi matrise koharent olarak eklenir. Sıcaklık arttıkça koharentlik bozulur ve β-fazı α-katı çözeltisinden ayrılır. GP bölgeleri veya artık β (veya β')-fazlarının dağınık parçacıkları dislokasyonların hareketini engeller ve alaşımın mukavemet ve sertliğini artırır.

Su verme ile oluşan bir katı çözeltinin parçalanması ile alaşımın mukavemetinin artırılmasına *dispersiyon* veya *çökeltme, sertleştirmesi* veya *yaşlandırma* denir. Yaşlandırmada mukavemetlendirme veya sertleştirme etkisi, dislokasyonların bölgeler tarafından geciktirilmesi veya çökelen parçacıklar nedeniyledir.

Dislokasyon GP bölgeleri arasında 100Å'luk bir mesafe ile oluştuğunda aralarından geçer; fakat bu durum daha büyük bir artan gerilim gerektirir (Şekil 6.15a). GP bölgelerinin başlangıç α-katı çözeltisinkinden daha yüksek bir kayma modülü vardır. GP bölgeleri güçlü oldukça ve elastisite modülü büyüdükçe dislokasyonlardan geçmeleri de o kadar zorlaşır. GP bölgeleri etrafında önemli derecede elastik gerilimli bölgeler gelişir.

Bu gerilim bölgeleri ayrıca yaşlanma prosesinde dislokasyonların hareketini geciktirerek mukavemetin artmasına yardımcı olur.

Artık fazda koharent parçacıklar olması durumunda uygulanan gerilimlere maruz kalan dislokasyonlar, bu parçacıkların ya içinden ya da etrafından parçaların boyutuna, mukavemetine ve aralarındaki uzaklığa bağlı olarak geçerler. Dislokasyonlar koharent olmayan parçacıklar durumunda sadece etrafından dolanarak geçerler. Şekil 6.15b bir dislokasyonun önce nasıl büyüdüğünü ve sonra yüksek gerilimlerde dislokasyonların parçacığın etrafından nasıl geçtiğini göstermektedir. Dislokasyonlar artan gerilimlerde parçacıklar etrafında kapalı dislokasyon halkaları oluşturulur. Dislokasyonlar parçacıklar etrafında halkalar bıraktıktan sonra eski yönlerine kaymaya devam eder (bu halkalar doğal olarak yeni oluşan dislokasyonların hareketini zorlaştırır). Dislokasyonu içinden geçmeye zorlayan kuvvet olan kritik gerilim (akma noktası) parçacıklararası R mesafesinin tersiyle orantılıdır:

$$\sigma_y = Gb/R$$

burada b dislokasyonun Burgers vektörü, G matris fazının (α-katı çözeltisi) kayma modülüdür.

Halkaların gelişimi nedeniyle parçacıklararası mesafe düşürüldükçe dislokasyonu aralarından ilerletmek için gerekli olan gerilim artar. Bu kayma geriliminde bir artışa yol açar. Eğer kararlı bir β-fazı çökeltisinde parçacıklar arası mesafe yeterince büyük ise, mukavemetlendirme etkisi GP bölgelerinin oluşumu veya yarı kararlı bir β'-fazının matrise koharentçe yapışmasından daha az olur.

Sertleştirme (su verme) ve bunu takiben yaşlanma, d noktasının sağındaki bölgeye denk gelen (ya da e noktasının soluna) konsantrasyondaki alaşımda farkedilebilir. Bu alaşımlar su vermeden önce her zaman iki fazlı yapının olduğu bir t_e sıcaklığının nisbeten altındaki bir sıcaklığa ısıtılır (Şekil 6.13). 2 alaşımı, örneğin t_7 sıcaklığında iki fazdan oluşur: α_{n2} ve β_{m2} yapısı α_{n2} +ötektik $(\alpha_{n2} + \beta_{m2}) + \beta_{II}$ den oluşur. Su vermeden sonra, belirtilen faz bileşimi $(\alpha_{n2} + \beta_{m2})$ oda sıcaklığında sabitleşir. Isıtılma ile bu alaşımda yaşlanma oluşur. Bu tür alaşımlarda ve bu durumda B bileşeninin konsantrasyonu yükseldikçe, mukavemetlendirme etkisi düşecektir; çünkü alaşımların yapısındaki ötektik miktarı daha fazla ve aşırı doymuş α-katı çözeltisinde nisbeten daha azdır. Yaşlanmadan sonra, sertlikte ve mukavemette sağlanan bu artış, aşırı doymuş katı çözeltinin parçalanması nedeniyledir. Eğer mukavemetlendirici faz, bu durumda olduğu gibi (Şekil 6.13) bir katı çözelti ise, mukavemetlendirici etki nisbeten küçük olur. Bu faz genellikle bir kimyasal bileşiktir.

Mukavemetlendirici fazın kristal kafesi ne kadar karmaşık ve bileşimi ana katı çözeltininkinden (α-fazı) ne kadar farklılık gösterirse, mukavemetlendirme etkisi sertleştirme ve müteakip yaşlandırma nedeniyle o kadar büyür olur. Sertleştirme ve bunu takiben yaşlanma prosesleri aluminyum, demir, bakır ve nikel esaslı alaşımlarının mukavemet (ısı direnci) ve bazı fiziksel özelliklerini geliştirmek için geniş olarak uygulanılır.

Yaşlanmada oluşan artık fazın dağınık parçacıkları lamelli yapıdadır. α-katı çözeltisi ve çok miktarda dağınık β-fazı kristalleri içeren bir alaşımın yapısı kararsızdır ve serbest

enerjisindeki artış ile karakterize edilir. $\alpha + \beta$-faz bölgesindeki bileşimdeki bir alaşım ısıtıldığında (Şekil 6.13) β-fazı çökelti parçacıkları küresel olur (eğer daha önce lamelli yapıdaysa) ve büyür. Bu fazlararası yüzeyi azaltır ve serbest enerjiyi düşürür. Örneğin lamellerden küresel parçacıkların oluşumuna *küreleştirme* denir ve çökelti parçacıklarının büyütülmesine *koordinasyon* (koagülasyon) denir.

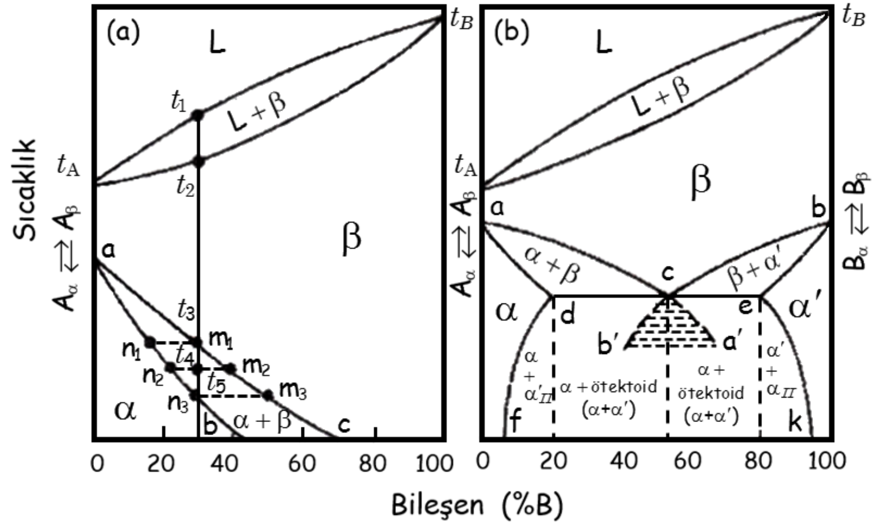
Koordinasyon ve küreleştirme işlemleri katı çözelti içinden maddenin geçişi (difüzyonu) ile gerçekleşir. Koordinasyonda β-fazının daha ufak parçaları çözünür ve daha iri olanları büyüyerek matris katı çözeltisinin artık bileşeni tüketilir. Eğer artık fazın kristalleri küçük ve boyutça sadece çok az değişiklik gösterir ise, büyütülmeleri uzunca bir süre başlamaz ("koloidimsi" denge). Farklı büyüme koşulları nedeniyle artık fazın parçacık boyutları, yaşlandırılmış bir alaşımda değişir. Her zaman için çok büyük ve çok küçük parçacıklar vardır. Daha dağınık parçacıkların civarında ikinci bileşenin (B) konsantrasyonu α-katı çözelti matrisinde daha yüksektir; fazın daha büyük parçacıkları civarındaki bölgelerde bu konsatrasyon daha azdır. Konsantrasyondaki farklılık nedeniyle B bileşeni α-katı çözelti içinde dağınık parçacıklı bir arayüzeyden iri parçacıklı bir arayüzeye ve A bileşeni de büyükten küçük parçacıklara difüze eder. Böyle bir difüzyon yeniden dağılımı, α-katı çözeltisinin iri kristalli β-fazı civarında aşırı doymasıyla büyümelerine neden olan bir duruma yol açar. Tersine daha dağınık olan parçacıklar civarında katı çözelti, aşırı doymaz ve parçacıklar çözünür.

Bundan sonra lamel şeklinde büyük parçacıklar serbest enerjilerinin en yüksek olduğu kenarlarında kısmen çözünür ve kenarlardan çok uzaklarda atom birikimi oluşur. Bu durum lamelleri kürelere dönüştürür. Koordinasyon ve küreleştirme işlemleri, difüzyon hızına bağlıdır ve sıcaklığın artırılmasıyla hızlandırılır. Mukavemet kazandırıcı fazın koordinasyon ve küreselleştirilmesine alaşımın yumuşatılması ve sünekliğinde bir artış eşlik eder. Katı çözeltinin parçalanmasını tamamlamaya yol açan ısıl işlem ile artık fazın koordinasyonu, küreselleştirilmesi ve sonuçta alaşımın yumuşatılmasına *tavlama* denir.

6.9 ALLOTROPİK DÖNÜŞÜMLÜ ALAŞIMLARDA FAZ DİYAGRAMI

Bir alaşımın bir veya her iki bileşeninin allotropik (polimorfik) dönüşümleri yapı ve özelliklerini değiştirir. Bu dönüşümler birçok endüstriyel demir, titanyum alaşımları vb oluşur.

Sınırsız çözünürlüğe sahip katı çözeltilerden iki allotropik dönüşümü olan A bileşenini (A_α ve A_β) oluşturan alaşımların denge diyagramları Şekil 6.16 da verilmektedir. Şekil 6.16a'da gösterilen sistem için bütün alaşımlar katılaşmadan sonra homojen β-katı çözeltisinden oluşur. Bu A (A_β durumunda iken) ve B bileşeninin bir katı çözeltisidir. Sıcaklığın daha da düşürülmesi üzerine A_β hali A_α allotropik haline dönüştürülür. Bu yüzden ac ve ab hatları ile sınırlı bölgede iki faz, $\alpha + \beta$, dengede olup α-fazı B bileşeni içinde A'nın α-allotropik katı çözeltisi ve A bileşeninin B içinde β-allotropik katı çözeltisi şeklinde bulunur. Alaşım, ab hattı altında sadece α-fazından oluşur. α-kristal katı



Şekil 6.16: Bileşenleri allotropik dönüşümlere maruz kalabilen alaşımlar için denge diyagramı, (a) tek bileşenin allotropik dönüşümü; (b) (a)'nın aynısı fakat bir ötektoid oluşumu ile beraber iki bileşeninde dönüşüm içermesi hali.

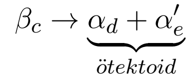
çözeltisinin kristal kafesi β-katı çözeltininkinden farklıdır. Diyagramda (Şekil 6.16a) ac hattı allotropik dönüşümün $\alpha \to \beta$ sıcaklığının soğumada başlangıç ve ab hattı da bitiş sıcaklıklarıdır.

Şimdi de 1 alaşımının allotropik dönüşümünü göz önüne alalım. β-katı çözeltisi t_3 sıcaklığında (m_1 noktası) ve denge şartları altında kararsız olur ve katı çözelti kristalleri içinde n_1 noktasına karşılık gelen bir bileşimde α-katı çözeltisi çekirdekleri oluşur. Eğer alaşım daha da soğutulursa $\beta \to \alpha$ dönüşümü ilerler. Sıcaklığın düşmesiyle oluşan α-katı çözeltisi kristallerinin bileşimi ab hattı boyunca değişir. β-katı çözeltisininki ise ac hattı boyunca değişir. Böylece t_4 sıcaklığında n_2 noktasındaki α-katı çözeltisinin bileşimi m_2 noktasına karşılık gelen bileşimdeki β-kristalleri ile dengededir.

Allotropik dönüşüm ($\beta \to \alpha$) t_5 sıcaklığında tamamlanır ve daha düşük sıcaklıklarda alaşım α-katı çözeltisinden oluşan bir tek-faz yapısındadır. $\beta \to \alpha$ dönüşümü b ve c noktaları arasındaki bileşimlerde ve oda sıcaklığında tamamlanmaz ve hatta 20°C ye soğutulduktan sonra bile iki-fazlı yapısını ($\alpha_b + \beta_c$) korumaya devam eder. c noktasının sağındaki bileşimlerdeki alaşımlar allotropik dönüşüme uğramaz ve bütün sıcaklıklarda β-katı çözeltisi yapısısına sahiptir.

Allotropik dönüşüm $\beta \to \alpha$, denge şartlarına yakın soğutma durumlarında, bir sıcaklık aralığında oluştuğu ve bileşenlerin iki faz arasında difüzif yeniden dağılımları ile başarıldığı bu denge diyagramından açıkça görülmektedir. Bu durumda dönüşüm normal difüzyon kinetiğine göre ilerler. Bileşenlerin yüksek-sıcaklık allotropik şekilleri (β) olan alaşımların Şekil 6.16b ile verilen denge diyagramından bileşenler birbirleri içinde karşılıklı olarak tamamen düşük sıcaklık şekilleri ise kısmen çözünür. Birincil kristalleşmenin bir sonucu olarak, bu sistemin bütün alaşımları homojen β-katı çözeltisi oluşturur. Sıcaklık

düşerken bileşenlerin β-katı çözeltisi α-allotropik şeklinin sınırlı çözünürlüğü nedeniyle parçalanır. ac ve bc eğrileri β-katı çözeltisinin parçalanmaya başladığı sıcaklıklara karşılık gelir. ac sıcaklığının altında α- ve β-katı çözeltilerinin kristalleri dengededir. Bu bileşimler ac (β fazı) ve ad (α fazı) ile belirlenir. bc eğrisi altındaki sıcaklıklarda α'- ve β-fazları dengededir. β-katı çözeltisinin bileşimi sıcaklık düşerken, bc α'-katı çözeltisininki de be eğrisi boyunca değişir. Sıcaklık dce izotermine ulaştığında, c noktasına karşılık gelen bileşimdeki (β_c) β-katı çözeltisi sabit sıcaklıkta parçalanır ($F = 0$).



$$\beta_c \rightarrow \underbrace{\alpha_d + \alpha'_e}_{\ddot{o}tektoid}$$

β-katı çözeltisinin iki fazlı bir karışıma parçalanması, α ve α', ötektik reaksiyonda olduğu gibi tanımlanabilir; sadece başlangıç fazı burada bir (ötektik dönüşümde olduğu gibi bir sıvı yerine) katı çözeltidir. Bu dönüşümleri ötektik dönüşümlerden ayırd etmek için *ötektoid* denir ve elde edilen kristal karışımı ($\alpha + \alpha'$) *ötektoid* olarak adlandırılır. c noktasının solundaki bir bileşime sahip alaşımlara ötektoid altı, c noktasına karşılık gelen alaşıma ötektoid ve sağındakilere de *ötektoid üstü alaşımlar* denir. df eğrisi A bileşeninin α-allotropik şeklinin B bileşeni içindeki ek hattı da B bileşeninin α-allotropik şeklinin A içindeki maksimum çözünürlüğün sıcaklıkla değişimini vermektedir.

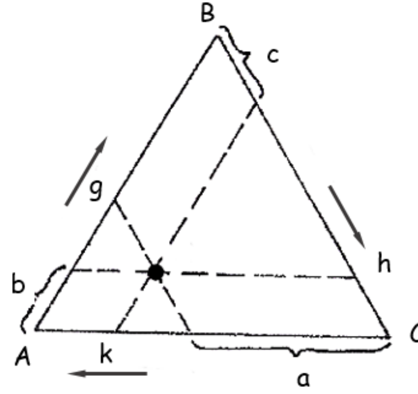
Katı çözelti ayrıca yüksek aşırı soğutma şartları altında parçalanabilir. Aşırı soğutma derecesi büyüdükçe elde edilen artık fazlar (α ve α') düşer ve ötektoid miktarı artar. $b'c$ ve ca' eğrileri ile sınırlı taralı bölgede (Şekil 6.16b) artık fazları ayrılmaz. Bu bölgede sadece ötektoid (veya daha kesin olarak ötektoid-benzeri) oluşur. Ötektoidden konsantrasyonunun değişebilirliği ile farklıdır. Ötektoid altı alaşımlarda ötektoid-benzeri, denge içeriğine göre B bileşeninden tüketilir (Şekil 6.16b, c noktası) ve ötektoid üstü alaşımlarda B bileşenince zengindir.

Ötektoidin yapısı her zaman ötektiğinkinden daha incedir. β-katı çözeltisinin aşırı soğutma derecesinin büyümesiyle ötektoidi oluşturan fazlar da o kadar dağınık olacaktır. Alaşımların mekanik ve fiziksel özellikleri ötektoidteki fazların dağınıklılığını değiştirerek geniş bir aralıkta değişebilir.

Yerdeğiştirmeli-tip içeren martenzit dönüşümü, β-katı çözeltisi düşük sıcaklıklara aşırı soğutulduğunda oluşur. Sertlik, özellikle çeliklerde, bir martenzit dönüşümü ile büyük ölçüde artırılır. Bu yüzden çeliğin kararlı bir katı çözelti bölgesine karşılık gelen bir sıcaklığa ısıtılmasını takiben hızlı soğutma (su verme) ile oluşan martenzit yapı elde edilen işleme de *sertleştirme* denir.

6.10 ÜÇ-BİLEŞENLİ DENGE DİYAGRAMLARI

Üçlü Sistemlerin Diyagramları: Bir üç bileşenli alaşımın denge diyagramı bir üçgen prizma şeklindedir. Tabanı bir eşkenar üçgen olup, bileşenlerin konsantrasyonunu belirtir ve buna *bileşim üçgeni* denir. Her üç bileşen üçgenin bir tepesi, kenarlar üç adet iki-bileşenli alaşım, ve her üç bileşenli alaşım üçgende bir nokta ile temsil edilir. Bir eşkenar üçgenin



Şekil 6.17: Bir üçlü sistemin bileşim üçgeni.

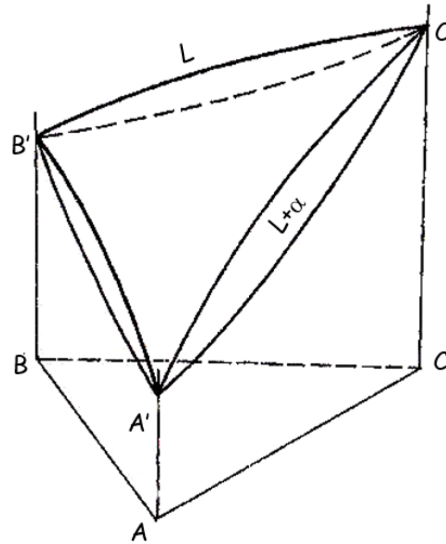
şu özelliği her hangi bir üç-bileşenli alaşımı bileşimini saptamada kullanılır (Şekil 6.17): eğer bir üçgendeki her hangi bir noktadan kenarlara birer paralel çizilirse, örneğin M noktası, kesim uzunluklarının toplamı ($a,\ b$ ve c) üçgenin kenar uzunluklarından birine eşittir ($a + b + c = AB = BC = CA$). Üçgenin bir kenarının uzunluğu 100 %'e eşittir. Örneğin M noktasına denk gelen bileşimi bulmak için sırasıyla $a,\ b$ ve c ye eşit olan $Mh,\ Mk$ ve Mk'dan faydalanılır. Konsantrasyon saat yönünde okunur. Sonra a noktası A, b noktası B ve c noktası C bileşeninin yüzde olarak içeriğidir.

Sıcaklık, üçgen prizmanın yüksekliği boyunca çizilir. Bu yüzden belirli bir sıcaklıkta ve bileşimdeki üçlü alaşımların fazları ve yapısını belirtmek için diyagramın bir üç boyutlu modelini oluşturmak gereklidir. Bir üçlü denge diyagramı oluşturmak için önce zamana karşı sıcaklık koordinatlarında soğuma eğrileri (ikili alaşımlarda olduğu gibi) çizilir. Alaşımlar bileşim üçgeninin içinde noktalar olarak temsil edilir. Sonra bu noktalardan dikeyler çıkılır ve dikeylere karşılık gelen sıcaklıklarda kritik noktalar çizilir. Yüzeyler bu kritik noktalardan geçirilerek (ikili diyagramlarda olduğu gibi doğrular yerine) elde edilir.

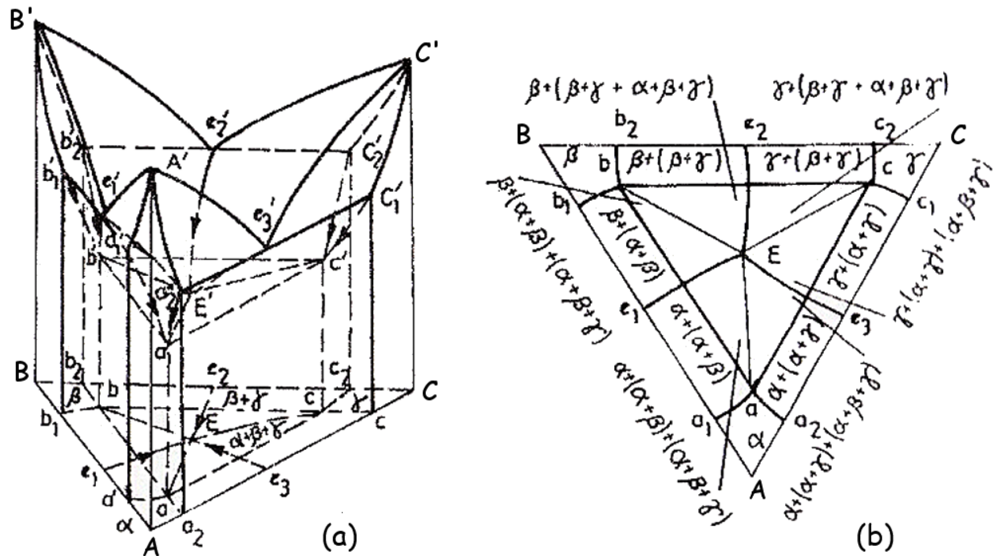
Üçlü denge diyagramının görünüşü kenarlarını oluşturan ikili sistemlerin doğası ile saptanır (Şekil 6.18) ve bileşenlerin değişik kombinasyonlardaki etkileşimlerini karakterize eder. Hem katı hem de sıvı durumlarda sınırsız çözünürlüğe sahip bir üçlü alaşımın denge diyagramı Şekil 6.18 de verilmektedir. Üçlü alaşımlar ikili alaşımların $A - B$, $B - C$ ve $A - C$ likidüs hatları ile sınırlı yüzeyin altında katılaşmaya başlar. Üçlü α-katı çözeltilerinin katılaşması ikili alaşımların solidüs hatları ile sınırlanan yüzeyin altında son bulur.

Alaşımlar likidüs yüzeyinin üstünde sıvı durumdadır. Likidüs ve solidüs yüzeyleri arasındaki sıcaklık aralığında alaşımlar iki-fazlı durumdadır ($L + \alpha$). Solidüs yüzeyi altındaki sıcaklıklarda alaşım sadece bir üçlü α-katı çözeltisinden oluşur. Daha sık karşılaşılan sistemler, katı durumda sınırlı çözünürlüğü olan ve bir üçlü ötektik oluşturan sistemlerdir (Şekil 6.19).

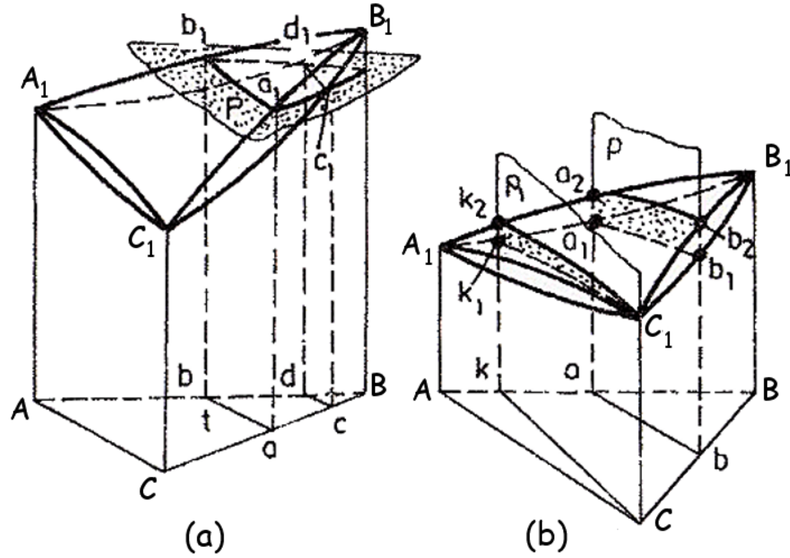
$Ae'_1E'e'_3$, $B'e'_1E'e'_2$ ve $C'e'_2E'e'_3$ yüzeyleri sistemin likidüsünü oluşturur ve A (α), B (β) ve C (γ) metal esaslı katı çözeltilerin katılaşma başlangıcına karşılık gelir. Likidüs yüzeylerinin bileşim üçgeni üstündeki izdüşümü Ae_1Ee_3, Be_1Ee_2 ve Ce_2Ee_3 bölgelerine



Şekil 6.18: Hem sıvı hemde katı durumda sınırsız çözünürlüğe sahip üçlü alaşımların denge diyagramı.



Şekil 6.19: Bileşenlerinin sınırlı sabit çözünürlüğüne ve bir üçlü ötektiğe sahip üçlü alaşımların denge diyagramı, (a) üçlü denge diyagramının üç boyutlu gösterimi; (b) kristalleşme yüzeylerinin bileşim üçgenine izdüşümleri.



Şekil 6.20: Şekil 6.18 deki üçlü sistemin kesitleri, (a) izotermal kesit; (b) politermal kesit.

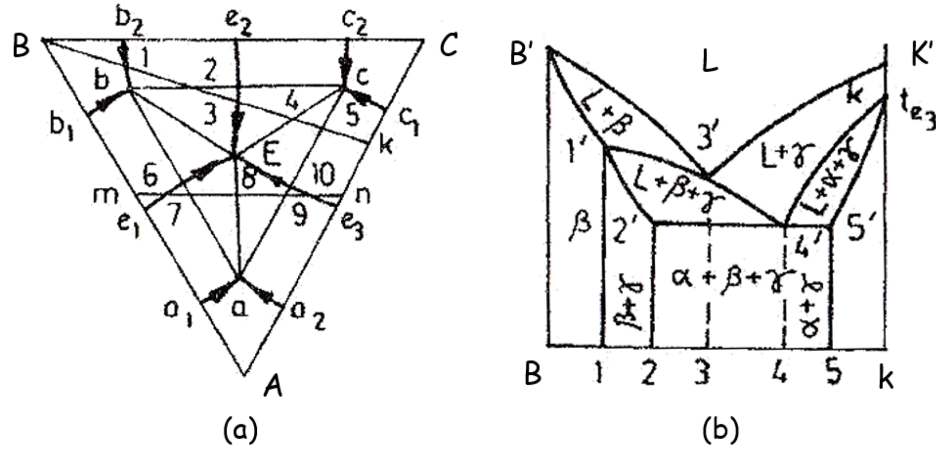
denk gelir. Likidüs yüzeyleri ikili ötektiklerin ($\alpha+\beta,\ \beta+\gamma,\ \alpha+\gamma$) katılaşmasını temsil eden $e_1'E'$, $e_2'E'$ ve $e_3'E'$ hatları ile üçlü ötektik ($\alpha+\beta+\gamma$) noktasında (E') çakışır. İkili ötektiklerin soğuma eğrileri ve E' noktası bileşim üçgenine aktarılarak e_1E, e_2E ve e_3E hatları ve de E noktası elde edilir.

Solidüs yüzeyi α-, β- ve γ-katı çözeltilerinin katılaşma sonu sıcaklıklarını belirten $A'a_1'a'a_2'$, $B'b_1'b'b_2'$ ve $C'c_1'c_2'c_3'$ üç yüzeyden, $\alpha+\beta$, $\beta+\gamma$ ve $\alpha+\gamma$ ikili ötektiklerinin katılaşma sonu sıcaklıklarını belirten $a_1'a'b'b_1'$, $b_2'b'c'c_2'$ ve $a_2'a'c'c_1'$ üç yüzeyinden ve üçlü ötektiğin ($\alpha+\beta+\gamma$) katılaşmasına denk gelen $a'b'c'$ üçgensel düzleminden oluşur.

Faz kuralına göre α-, β- ve γ-katı çözeltilerinin ve ikili ötektiklerin katılaşma sıcaklıklarındaki serbestlik derecesi sayısı sırasıyla ikiye ($F = 3+1-2 = 2$) ve bire ($F = 3+1-3 = 1$) eşittir. Üçlü ötektik ($\alpha+\beta+\gamma$) dört fazın, $L,\ \alpha,\ \beta$ ve γ, dengede olduğu t_E sabit sıcaklığında katılaşır. α-, β- ve γ-katı çözeltilerinin katılaşma sonunu belirten yüzeylerin bileşik üçgeni üzerindeki izdüşümü Aa_1aa_2, Bb_1bb_2 ve Cc_1cc_2 bölgelerine, ikili ötektiklerin katılaşma sonunu belirten bölgelerine a_1abb_1, b_2bcc_2 ve a_2acc_1 ve ötektik üçgen de abc üçgenine karşılık gelir.

Likidüs ve solidüs yüzeyleri arasında kalan bölgenin $a_1'e_1'b_1'b'E'a'$, $b_2'e_2'c_2'c'E'b'$ ve $c_1'e_3'a_2'a'E'c'$ ikili ötektiklere, $\alpha+\beta,\ \beta+\gamma,\ \alpha+\gamma$, denk sıcaklıklarda katılaşmaya başlar.

a', b' ve c' noktaları (veya bileşim üçgeni üstündeki a, b ve c noktaları) üçlü ötektiğin katılaşma sıcaklığında iki bileşenin toplam maksimum çözünürlüğünü belirtir. Bileşim üçgeni üstündeki maksimum çözünürlüğün nokta ve eğrilerine karşılık gelen izdüşümleri: a_1a ve b_1b, b_2b ve c_2c ve c_1c ve a_2a ve ayrıca a, b hatları ve c noktalarıdır. Üçlü alaşımlardaki dönüşümlar kendi denge diyagramları üstünde üç boyutlu denge diyaram-



Şekil 6.21: (a) Şekil 6.19 daki denge diyaramının kristalleşme yüzeylerinin bileşim üçgeni üstüne ve (b) Bk hattı boyunca yatay kesit üstüne izdüşümü.

larından daha uygun bir şekilde gözlenebilir.

Üçlü alaşımların üç boyutlu denge diyagramlarının oluşturulmasında şu metodlar izlenir:

1. Yatay kesitler ya belirli bir sıcaklıktaki alaşımların yapısal bileşimi ve fazını belirten izotermal kesitler şeklinde ya da belirli yüzeylerin ve hatların yatay düzleme (bileşim üçgenine) izdüşümü olarak oluşturulur.

2. Dikey (politermal) kesitler üçlü alaşımların incelenmesinde genişçe kullanılır.

Katı çözelti oluşturan üçlü alaşımlar için diyagramın bir yatay kesiti Şekil 6.20a da gösterilmektedir. P düzlemi bileşim üçgenine paralel olup, likidüs yüzeyini a_1b_1 ve solidüs yüzeyini de c_1d_1 eğrisi ile keser. Bu eğrilere likidüs ve solidüs izotermleri denir. İzotermler bileşim üçgenine izdüşümleri alınır (ab ve cd hatları) bunların yanına eşit gelen sıcaklık t_1 belirtilir.

Sınırsız çözünürlüğü olan bir üçlü sistemin bir denge diyagramının dikey (politermal) kesitleri Şekil 6.20b de verilmektedir. a_2b_2 ve k_2C_1 eğrisleri likidüs a_1b_1 ve k_1C_1 de solidüs yüzeyinin kesitleridir. İki eğri arasındaki sıcaklık bölgesi iki-fazlı duruma katı durumda sabit çözünürlüğü olan bir üçlü sistemin solidüs altındaki bir sıcaklık için (alaşımların tamamiyle katılaşmasından sonra) yatay kesiti bir örnek Şekil 6.19b gösterilmektedir. Bu kesitte verilen sistemin alaşımları yapılarının doğasına göre alanlara bölünür. Faz bileşimlerine göre bütün alaşımlar sadece α-, β-, ve γ-katı çözeltilerinden oluşan tek-faz alaşımlar; $\alpha+\beta$, $\beta+\gamma$ ve $\alpha+\gamma$ ikili ötektikleri ve bir artık bileşenden oluşan iki-fazlı alaşımlar; ve üçlü ötektikli $(\alpha+\beta+\gamma)$ üç-fazlı alaşımlarından oluşur.

Bu sistem için bir dikey kesit örneği Şekil 6.21 de verilmektedir. Bk politermal kesit ilgi odağıdır; çünkü diyagramın bütün bölgelerinden ve b bileşeninin noktasından geçer.

$B'3'$ ve $3'k'$ hatları β-ve γ-katı çözeltilerinin katılaşmaya başlama sıcaklıklarını temsil eder; yani, likidüs hattı. Solidüs hattı $B'1'$ eğrisi (β-fazının katılaşma sonu sıcaklıklarını); $1'2'$ ve $5'k_1$ eğrileri (ikili $\beta+\gamma$ ve $\alpha+\gamma$ ötektiklerinin tamamiyle katılaşma sıcaklıklarını); ve yatay $2'4'5'$ hattı üçlü $\alpha+\beta+\gamma$ ötektiğinin katılaştığı sıcaklığı temsil eder. Ara eğriler $1'3'4'$ ve $4'k_1$ ikili $\beta+\gamma$ ve $\alpha+\gamma$ ötektiklerinin kristalleşmeye başladığı sıcaklıkları temsil eder.

Bölüm 7

DEMİR VE ALAŞIMLARI

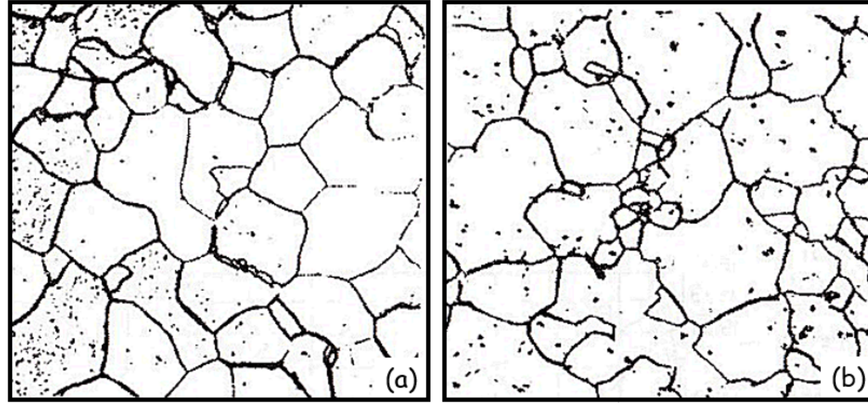
Endüstride demir ve alaşımları geniş ölçüde kullanılmaktadır. Demir ve karbon alaşımlarının en önemlileri çelik ve dökme demirlerdir. İstenen özellikte çelik ve dökme demir elde etmek için çeşitli alaşım elementleri ilave edilir. Bu bölüm, demir karbon alaşımlarının yapı ve faz dönüşümlerine ilaveten çeşitli alaşım elementleri içeren demir alaşımlarının fazlarına ayrılmıştır.

7.1 DEMİR KARBON SİSTEMİNİN BİLEŞENLERİ VE FAZLARI

Demir, gümüş beyazı renginde bir metaldir. Atom numarası 26, atom kütlesi 55.85, atom yarıçapı 1.27 Å'dür. Günümüzde üretilen en saf demir %99.999 saflıktadır. Ticari çeşitleri %99.8-99.9 Fe içermektedir. Demirin ergime sıcaklığı 1539°C'dir. Demirin α ve γ olmak üzere iki allotropik şekli vardır. α-Fe, 910°C'nin altındaki, 1392°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda meydana gelir (Şekil 2.10). 1392-1539°C aralığındaki δ-Fe olarak adlandırılır.

α-demirin kristal kafesi HMK sistemde olup, kristal kafes sabiti 2.8606 Å'dür. Ayrıca α-Fe, 768°C'a kadar, manyetiktir; yani, ferromanyetiktir. Manyetik dönüşüme karşılık gelen, yani ferromanyetik durumdan paramanyetik hale geçtiği kritik noktaya (768°C) Curie noktası denir ve A_2 ile gösterilir.

Demirin manyetik özelliği, özellikle malzemenin saflığına ve uygulanan ısıl işleme bağlıdır. %99.8-99.9 Fe içeren çok kristalli demirin manyetik geçirgenliği (permeabilite), μ_{max}=5,000-10,000 Gs/Oe ve kohezif kuvveti, H_c ≅0.5-1 Oe'dir. %99.99'luk saflıktaki demirde ise μ_{max}=28,000 Gs/Oe ve H_c ≅0.025 Oe olmaktadır. α-demirin yoğunluğu 7.68 gr/cm^3 dür. Lineer genleşme katsayısı 11.7×10^{-6} °C^{-1}, özdirenci 10×10^6 ohm-cm ve termal iletkenliği 0.20 cal/cm-s-°C dır. γ-demiri, 910-1392°C sıcaklık aralığında mevcut olup paramanyetiktir.



Şekil 7.1: (a) Ferritin, (b) ve ostenitin mikroyapıları (×250).

$\alpha \rightleftharpoons \gamma$ dönüşümünün meydana geldiği kritik nokta (910°C), ısıtmada Ac_3, soğutma sırasında ise Ar_3 ile gösterilir. $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ dönüşümünün kritik noktası[1] (1392°C) ısıtmada Ac_4 ve soğutmada da Ar_4 ile gösterilir.

γ-demirin yoğunluğu (20°C'ye ekstrapolasyonla elde edilmiş), α-demire oranla fazla olup 8.0-8.1 g/cm^3 arasındadır. $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ dönüşümünde demir basmaya (sıkışmaya) maruz kalır. Bu sıkıştırmanın hacim etkisi yaklaşık olarak %1'dir. γ-Fe'in kristal kafesi YMK olup, 910°C'da kristal kafes sabiti 3.645 Å'dür.

Karbon metalik olmayan bir element olup atom numarası 6, yoğunluğu 2.5 g/cm^3, atom kütlesi 12.011, ergime sıcaklığı 3500°C ve atom yarıçapı 0.77 Å'dür. Karbon, polimorf bir element olup doğal durumlarda grafit şeklindedir. Fakat kararlı olmayan elmas şeklinde de bulunabilir. Karbon, demir içinde hem sıvı hem de katı halde eriyebilir. Karbon ve demir birlikte bir kimyasal bileşik olan demir karbürü de (Fe_3C) oluşturabilir. Bu bileşiğe sementit ismi de verilmektedir. Grafit bir yüksek karbon içeriğine sahip alaşımlarda oluşur.

Fe-C sisteminde sıvı alaşım, ferrit ve ostenitin katı çözeltileri, sementit bileşiği ve serbest grafit fazları farkedilir. *Ferrit*, α-demirde, karbon ve diğer bileşenlerin oluşturduğu katı çözeltidir. Düşük sıcaklıklarda α-demirinde %0.02'ye kadar karbon çözünürlüğü, yüksek sıcaklıktaki δ-demirde ise %0.1 karbon çözünürlüğü vardır. Karbon atomu ferrit kristal kafesinde $0.29R$ yarıçaplı bir kürenin sığabileceği küp yüzeyinin ortasına yerleşir. Burada R demirin atom yarıçapını göstermektedir. Karbon atomları, boşluklara, dislokasyonlara ve benzeri yerlere de yerleşebilir. Mikroskopla incelendiğinde, ferrit homojen polihedral taneler şeklinde görülür (Şekil 7.1a).

%0.06 C içeren ferrit, kabaca şu mekanik özelliklere sahiptir: σ_t=25 kgf/mm^2, σ_y=12 kgf/mm^2, ψ=%80, δ= %50 ve BSN=80-90.

[1]Bu dönüşümler Fransız metalurjist F. Osmond tarafından detaylı olarak incelendiğinden dolayı, Ar ve Ac sembolleri fransızcada "durma" anlamına gelen A (arret) harfi, soğuma anlamına gelen r (refroidissement) harfi ve "ısıtma" anlamına gelen c (chauffage) harflerinden alınmıştır.

Ostenit, γ-demirde karbon ve diğer bileşenlerin oluşturduğu bir katı çözeltidir. γ-demirde karbonun maksimum çözünürlüğü %2.14 dür. γ-demirin kristal kafesinde $0.41R$ (R demir atomunun yarıçapıdır) yarıçaplı bir atomun sığabileceği bir birim hücrenin merkezine yerleşir (Şekil 5.1b). Ayrıca bunlar kristallerdeki hatalı bölgelere yerleşebilir. HMK ve YMK kübik kafesleri içine kürenin hacim boşlukları nedeniyle karbon atomu α-demire nazaran γ-demirde daha fazladır. Ostenit yüksek süneklik, düşük akma ve çekme mukavemetlerine sahiptir. Mikroyapısı polihedral tanelerden oluşmaktadır (Şekil 7.1b).

Sementit, demir ve karbonun demir karbür (Fe_3C) şeklinde oluşturduğu kimyasal bir bileşiktir. Karbon içeriği %6.67'dir. Sementit sıkı paket atomlardan meydana gelen karmaşık bir rombik kristal kafesine sahiptir. Sementitin, bozunma olasılığı nedeniyle, ergime derecesi kesin olarak bilinmemekle birlikte yaklaşık olarak 1550°C değeri alınmaktadır. Sementit 210°C'ye (A_0 noktası) kadar ferromanyetiktir. Sementitin tipik özellikleri; yüksek bir sertliğe (VSN≈1000) ve düşük sünekliğe sahip olmasıdır. Sementit yarı kararlı bir fazdır. Alaşımların denge durumlarında karbon içeriği fazla ise grafit meydana gelir.

Grafit, hekzagonal tabaka kafes yapısına sahiptir (Şekil 7.7a). Atomlararası mesafe küçük ve birbirine eşit olup 1.4 Å'e eşittir. Tabakalararası mesafe ise 3.4 Ådür. Grafit yumuşak olup, düşük elektrik iletkenliğe ve mukavemete[2] sahiptir.

7.2 DEMİR-SEMENTİT FAZ (DENGE) DİYAGRAMI

Demir-karbon faz (sementit) diyagramı, Şekil 7.2'de görülmektedir. Bu diyagram, saf demirden sementite (%6.67 C) kadar çeşitli karbon değerlerine sahip alaşımların yapılarını ve faz bileşimlerini göstermektedir. Fe-Fe_3C sistemi yarı-kararlıdır. Grafit yerine sementit oluşumu serbest enerjide çok az bir azalmaya yol açar; fakat kinetik olarak demir karbürün oluşumu daha muhtemeldir.

A noktası (1539°C) demirin, D noktası ($\approx$ 1500°C) sementitin ergime noktasıdır. N (1392°C) ve G (910°C) noktaları $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ allotropik dönüşümlerine karşılık gelir. Fe-Fe_3C diyagramının karakteristik noktaları; B noktası %0.51 C içermekte olup peritektik sıcaklıkta (1499°C), δ-demir, ostenit ve sıvı faz dengededir; H noktası 1499°C ta δ-demirin maksimum içeriği %0.1 C'dur; J noktası 1499°C peritektik sıcaklığında olup, ostenit içinde %0.16 C içermektedir. E noktası ötektik sıcaklıkta (1147°C) ostenit içinde maksimum karbon içeren (%2.14 C) noktadır; S noktası ötektoid sıcaklığında olup (727°C) ostenit içinde %0.8 C içerir; P noktası (727°C) ferritte maksimum karbon içeren (%0.02 C) noktadır.

[2]Yüksek mukavemetli karbon (grafit) lifleri bazı organik bileşiklerin parçalanmasıyla elde edilebilir. Bunlar aluminyum alaşımlarının kuvvetlenmesinde kullanılır.

Şekil 7.2: Fe-Fe_3C denge diyagramı.

Fe-Fe_3C Alaşımlarının Kristalleşmesi:

Fe-Fe_3C diyagramında, kristalleşme prosesi aşağıda verilen gösterim ve fiziksel anlam taşımaktadır. AB likidus eğrisi, sıvı alaşıımdan (L) δ-demirin katılaşmaya başladıkları sıcaklıkları gösterir; BC likidus eğrisi sıvı alaşımdan ostenitin katılaşmaya başladığı sıcaklıkları gösterir. Sıvı alaşımdan birincil sementitin katılaşmaya başladığı sıcaklıkları ise, CD (likidus) eğrisi göstermektedir. AH solidus eğrisi δ-demir kristalleri ile bir kısmı sıvı olan alaşımın sıcaklık sınırını göstermekte olup, bu hattın altında yalnızca δ-demir bulunmaktadır; HJB hattı peritektik hattıdır (F=0). HJB hattına karşılık gelen sıcaklıkta (1499°C) peritektik reaksiyon meydana gelir. Bileşimi B olan sıvı, bileşimi H olan δ-demir ile reaksiyon vererek, bileşimi J olan ostenit meydana getirirler: L_B+Ferrit $_H \rightarrow$ Ostenit$_J$.

ECF solidus hattı *ledebürit*[3] olarak adlandırılan ötektik kristalleşmeye karşılık gelir: $L_C \rightarrow$ Ostenit$_E$+Fe_3C. Çeşitli miktarlarda karbon içeren belirli alaşımların kristalleşmesini ele alalım: %1'e kadar karbon içeren alaşımlar, AH eğrisinin üstündeki sıcaklıklarda tamamen katılaşarak δ-demiri oluşturur. %0.1-0.16 C içeren alaşımlarda, AB eğrisine karşılık gelen sıcaklıklarda, sıvı fazdan δ-demir kristalleri katılaşmaya başlar ve alaşım iki fazlı hale geçer (sıvı alaşım ve δ-demir kristalleri). Sıcaklık düşerken δ-demir bileşimi solidüs, sıvınınki ise likidüs eğrisi boyunca değişir. 1499°C'deki denge durumunda H nok-

[3] Tanınmış Alman metalurjist A. Ledebur'un adına ithaf edilmiştir.

tasındaki δ-demir bileşimi (%0.1 C) ve B noktasındaki sıvı faz bileşiminin (%0.51 C) birlikte bulunur. Bu sıcaklıkta alaşımlar bir peritektik reaksiyona uğrarlar: L_B+Ferrit$_H \rightarrow$ Ferrit$_H$ + Ostenit$_J$. Sonuç olarak iki fazlı yapı; δ-demir+γ-katı çözeltisi (ostenit) oluşur. %0.16 C içeren (J noktası) alaşımda, δ-demir katı çözeltisinin ilk kristalleri, peritektik reaksiyondaki (L_B+Ferrit$_H \rightarrow$ Ostenit$_J$) sıvı fazla etkileşmenin bir sonucu olarak tamamen ostenite dönüşür.

%0.15-0.5 C içeren alaşımlarda, peritektik sıcaklıkta, δ-demir ve sıvı faz arasındaki etkileşimin sonucu olarak ostenit oluşur: L_B+Ferrit $_H \rightarrow L_B$+Ostenit$_J$; fakat sıvı faz daha az olmakla beraber ortamda kalır. Bu nedenle, JB'nin altındaki sıcaklıklarda alaşım iki fazdan (ostenit+sıvı) ibarettir. Alaşımlar, JE eğrisinin belirttiği sıcaklıklarda tamamen katılaşır. Katı alaşımlarda ostenitten oluşan tek bir faz elde edilir (Şekil 7.3, I alaşımı).

%0.51-2.14 C içeren alaşımlar, BC ve JE eğrilerine karşılık gelen sıcaklık aralıklarında katılaşır. Alaşımlar, BC eğrisinin altında sıvı faz ve ostenitten ibarettir. Sıvı fazın bileşimi likidüs ve ostenitin de solidüs eğrileri boyunca değişir. Örneğin II alaşımında (Şekil 7.3), t_6 sıcaklığındaki sıvı faz bileşimi, 2 noktasınca belirlenir. Alaşım JE eğrisinin altında tamamen katılaştıktan sonra yapıda sadece ostenit fazı bulunacaktır. Birincil ostenitin kristalleri (δ-demiri kristalleri gibi), kristal boyutu ve yapısı, likidüs eğrisi üzerine aşırı ısıtılmış metal miktarına, bileşime ve katılaşma (kristalleşme) sırasındaki soğuma şartlarına bağlı olarak, dendritler şeklindedir.

%2.14-4.3 C içeren ötektik alaşımlar BC likidüs eğrisinin temsil ettiği sıcaklıklarda katılaşmaya başlar. Sıvıdan önce ostenit kristalleri katılaşır. Katılaşma aralığındaki sıcaklıklarda sıvı fazın bileşimi BC, ostenitinki ise JE ile belirlenir. Örneğin, III alaşımı (Şekil 7.3) incelendiğinde; t_{11} sıcaklığında sıvı fazın bileşimi 6 noktasıyla, ostenitinki de 5 noktasıyla belirlenir. Ostenit 1147°C de E noktasına (%2.14 C) karşılık gelen maksimum karbon içeriğine ulaşır; geriye kalan sıvı bileşiminde ise ötektik bileşime karşılık gelen C noktasında %4.3 C vardır.

Ötektik sıcaklığında (ECF hattı), E bileşimli ostenit, C bileşimli sementit ve sıvı (L_C) arasında bir denge vardır ($F = 0$). Bileşimi C olan sıvı alaşım katılaşırken ötektik ledebürit oluşur:



$$L_C \rightarrow \underbrace{\text{Ostenit}_E + \text{Fe}_3\text{C}}_{Ledeb\ddot{u}rit}$$

Ledebüritin (ötektiğin) katılaşma sıcaklığındaki soğuma eğrisi (Şekil 7.3) incelendiğinde bir yatay basamak görülür. Neticede ötektik altı alaşımlar, tamamen katılaştıklarında (Şekil 7.2-7.3) ostenit+ledebüritden (Ostenit+ Fe_3C) oluşan bir yapıya sahip olacaktır.

%4.3 C içeren ötektik alaşımı, sabit bir sıcaklıkta katılaşır ve sadece ledebürit oluşur (Şekil 7.2-7.3). Ledebürit yapısı ya bal peteği ya da levhasal şekilde olabilir. Bal peteği ledebürit, yavaş soğuma sırasında meydana gelir. Bu yapı, dallanmış ostenit kristalleri ile birlikte içeri büyüyen sementit levhalarından ibarettir. Levhasal ledebürit ostenit ile ayrılmış ince sementit tabakalarından oluşur. Bu tür oluşum, hızlı soğuma sonucu meydana gelir. Bal peteği ve levhasal yapı çoğunlukla beraber oluşur (Şekil 7.5).

Şekil 7.3: Fe-Fe_3C denge diyagramı ve (a) çelik, (b) dökme demir için soğuma eğrileri; L=sıvı; F=ferrit; Se=sementit; Le=ledebürit; P=perlit.

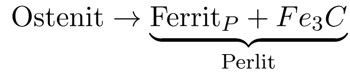
Ötektik üstü dökme demirler (%4.3-6.67 C) sıvı fazın sıcaklığı sementit çekirdeklerinin kristalleşmeye başlayıp büyüdüğü CD likidüs eğrisinin altına düştüğü zaman katılaşmaya başlar. Sıcaklık düşerken, sıvı alaşımdaki karbon içeriği likidüs eğrisi boyunca değişir. Örneğin, Şekil 7.3'teki t_{15} sıcaklığında IV alaşımının bileşimi 10 noktasıyla belirlenir. Sıvı, 1147°C'de %4.3 C içeren ötektik bileşimine erişip katılaşarak ledebüriti oluşturur. Katılaşmış ötektik üstü dökme demirler birincil sementit ve ledebüritten ibarettir (Şekil 7.2-7.3).

%2.14'e kadar karbon içeren demir alaşımları çelik olarak bilinir. %2.14'den fazla karbon içeren demir alaşımları ise dökme demir olarak isimlendirilir. Çelik ve dökme demir arasındaki kabul edilmiş sınır, ostenit içinde karbonun maksimum çözünürlüğüyle çakışır. Çelikler, katılaştırmadan sonra düşük sünekliğe sahip yapısal bileşen (ledebürit) içermez ve yüksek sıcaklıklara ısıtıldığında, sadece yüksek süneklik gösteren ostenitik bir yapıya sahip olur. Neticede dökme demir ve dövme alaşımlarının aksine çelikler, normal ve yüksek sıcaklıklarda mekanik olarak kolaylıkla işlenebilirler.

Dökme demirler çelikler ile kıyaslandığında özellikle düşük ergime sıcaklığı ve düşük büzülme özelliği gibi daha iyi döküm özelliklerine sahiptir. Fe-Fe$_3$C *alaşımlarında katılaşmayı takiben faz ve yapı değişiklikleri* oluşur. Bunların sebebi, demirin allotropisi (ostenit ve ferrit), sıcaklıklığın düşürülmesi ile karbon çözünürlüğünde oluşan değişimlerdir. Katı durumdaki dönüşümler, NH, NJ, GO, OS ve benzeri hatlarla belirlenen sıcaklıklarda oluşur (Şekil 7.2-7.3). NH eğrisi, δ-demir ve ostenitden oluşan iki fazlı bölgenin üst sınırını oluşturmaktadır. Bu eğri soğutma esnasında, δ-demirin ostenite dönüşmeye başladığı allotropik dönüşüm sıcaklıklarını gösterir. NJ eğrisi, δ-demir ve ostenitin birlikte bulunduğu bölgenin alt sınırıdır. Bu hat soğutma sırasında δ-demirden ostenite olan dönüşümün tamamlandığı sıcaklıkları gösterir. Ostenit ve ferritin (paramanyetik durum) birlikte bulunduğu bölgenin üst sınırını temsil eden GO, paramanyetik ferritin oluşumu ile başlayan $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün başlama sıcaklıklarını gösterir. OS eğrisi, ferrit (ferromanyetik durum) ve ostenitin birlikte bulunduğu bölgenin üst sınırıdır. Bu hat, soğutma sırasında ferromanyetik ferritin oluşumuyla başlayan $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün başlama sıcaklıklarını gösterir. Denge durumlarının altında, GOS hattına karşılık gelen sıcaklıklar A_3 ile gösterilir.

%0.8'e kadar karbon içeren çeliklerde $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ dönüşümü (allotropik) belirli bir sıcaklık aralığında oluşur ve bu duruma karbonun ferrit ve ostenit arasında yeniden dağıtılması eşlik eder. SE eğrisi, soğutma sırasında (ostenitte karbon çözünürlüğünün maksimum olduğu hat) ostenitten ikincil sementitin oluşmaya başladığı sıcaklıkları gösterir. Bu eğri, ısıtma sırasında ostenitde ikincil sementit erimesinin sona erdiği sıcaklıkları gösterir. Pratikte SE eğrisi üstündeki kritik noktaların A_{cm} ile gösterimi oldukça yaygın bir uygulamadır. GP eğrisi, soğutma sırasında ostenitin ferrite dönüşümünün sona erdiği sıcaklıkları gösterir. Bu eğri ısıtma sırasında ise ferritin ostenite dönüşümünün başlangıcını belirtir. MO eğrisi, Curie sıcaklığındadır. Soğutmada bu sıcaklık hattında paramanyetik ferrit, ferromanyetik şekline dönüşür; ısıtma sırasındaysa ters dönüşüm oluşur. MO eğrisinin sıcaklığı A$_2$ olarak gösterilir. Soğutma sırasında ötektoid dönüşüm hattı PSK, ostenitin (%0.8 C) ötektoid oluşumuna; yani, ferrit-sementit karışımından ibaret *perlit* adı verilen

yapıya parçalanır (Şekil 7.2-7.3):



$$\text{Ostenit} \rightarrow \underbrace{\text{Ferrit}_P + Fe_3C}_{\text{Perlit}}$$

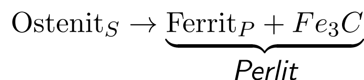
PSK hattındaki kritik sıcaklıklar Fe-C alaşımlarının soğutmada Ar_1, ısıtmada[4] ise Ac_1 olarak gösterilir.

Ferrit içinde, karbon çözünürlüğünün sıcaklığa bağlı olarak değişimi PQ eğrisine denk gelir. Soğutma esnasında (denge şartlarıaltında) PQ eğrisi katı alaşımdan üçüncül sementitin ayrışmaya başladığı sıcaklıkları gösterir. Bu sıcaklıklarda ısıtmayla üçüncül sementit tamamen çözünür.

%0.02 (P noktası) veya daha az karbon içeren alaşımlar *ingot demir* veya kabaca *demir* olarak anılır. Bu alaşımlar GP ve GOS eğrileri arasında soğutma ve ısıtma esnasında $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ allotropik dönüşümüne uğrar. Soğutmada, bu sıcaklık aralığında ostenit tane sınırları boyunca ferrit çekirdekleri oluşur. Bu çekirdekler, ostenit tanelerini tüketerek ferrit taneleri şekline dönüşürler. GP eğrisi altında yalnızca ferrit vardır. Yavaş soğumanın devamıyla PQ'ya karşılık gelen sıcaklıklarda, ferritten üçüncül sementit ayrışmaya başlar. Bu sementitin ayrışması tane sınırlarında başlar ve ferritin sünekliği çok büyük oranda azalır.

%0.02-0.8 C içeren alaşımlar, *ötektoid altı çelikler* olarak adlandırılır. Yukarıda açıklandığı gibi, bu çelikler katılaşmadan sonra ostenitden ibaret olup GOS (A_3) eğrisinin ifade ettiği sıcaklıklara kadar başka bir değişime uğramaz. GOS eğrisinin altındaki sıcaklıklarda, ostenit tane sınırları boyunca, ferrit çekirdekleri oluşur. Bu çekirdekler büyüyerek tane şeklini alır. Ostenit miktarı azalır ve ostenitin karbon içeriği artar; çünkü ferrit hemen hemen hiç karbon içermez (%0.02'den az).

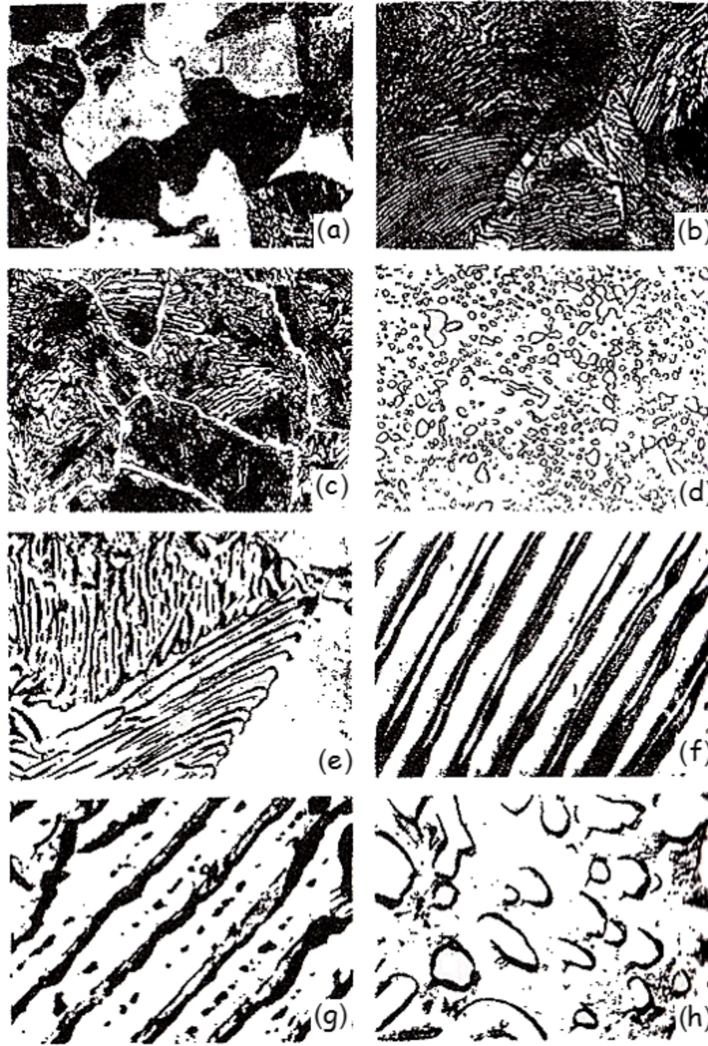
Sıcaklık düşerken ferrit bileşimi GP eğrisi boyunca, ostenit bileşimi ise GOS eğrisi boyunca değişir. I alaşımı (Şekil 7.3), t_4 sıcaklığında bileşimleri sırasıyla 3 ve 4 noktalarınca belirlenen ferrit ve ostenitden ibarettir. Çelikte karbon içeriğinin artması, daha az ferrit oluşumuna yol açar. Sıcaklık 727°C'ye (A_1) geldiğinde, ostenitin karbon içeriği %0.8'e (S noktası) ulaşır. Ötektoid bileşimli ostenit aynı anda ferrit ve sementite ayrışır; perlit oluşur.



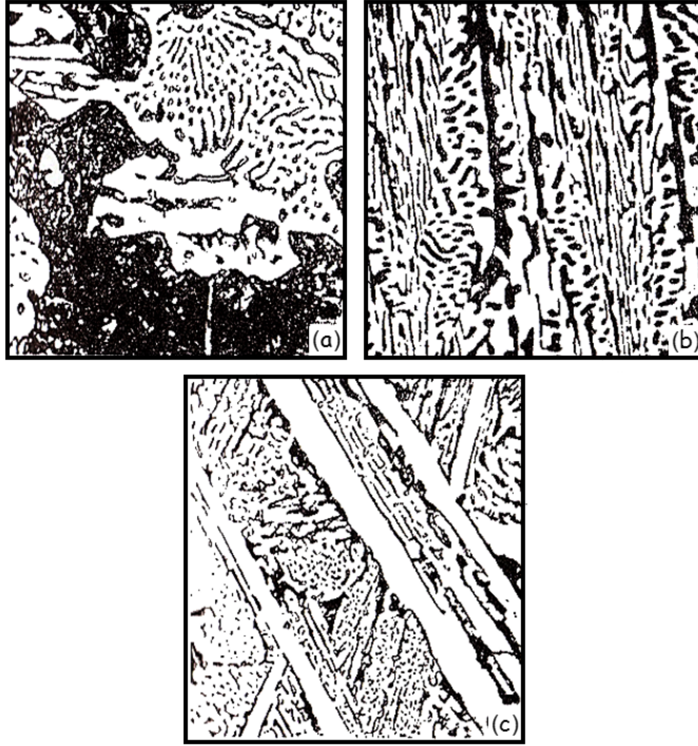
$$\text{Ostenit}_S \rightarrow \underbrace{\text{Ferrit}_P + Fe_3C}_{\textit{Perlit}}$$

Ostenitin ötektoid dönüşümü, sabit sıcaklıkta (727°C) meydana gelir (*bknz* Şekil 7.3a soğuma eğrisindeki yatay basamak). Bu sıcaklıkta ferrit (% 0.02 C), sementit (%6.67 C) ve ostenit (%0.8 C) fazları mevcut olduğundan sistem değişmezdir ($F = 2 + 1 - 3 = 0$; yani, sıcaklık sabittir).

[4]Dökme demirlerde ve %0.8'den fazla karbon içeren çeliklerde $\alpha \rightleftharpoons \beta$ allotropik dönüşüm sıcaklığı denge şartları altında ötektoid sıcaklığına karşılık gelir.



Şekil 7.4: Çeliklerin mikro yapısı, (a) ve (e) %0.4 C'lu ötektoid altı çelik (a-500×, e-5000×), (b) ve (f) %0,8 C'lu ötektoid çelik (b-500×, f-5000×), (c) ve (d) ötektoid üstü çelik (%1,2 C) (c ve d-500×).



Şekil 7.5: Dökme demirin mikro yapısı, (a) ötektik altı dökme demir (%4.3 C'den az); (b) ötektik dökme demir (%4.3 C); (c) ötektik üstü dökme demir (%4.3 C'dan fazla).

Tamamen soğutulmuş ötektoid altı çeliklerde yapı ferrit ve perlitten ibarettir (Şekil 7.4a ve e). Çelikte daha fazla karbon bulunması, artık ferrittin azalmasına, perlit miktarının artmasına yol açar. %0.6-0.7 arası karbon içeren çeliklerde ferrit çökeltileri perlit taneleri üstünde örtü tabakası oluşturur (ferrit şebekesi, Şekil 7.5c).

Yavaş soğutulmuş ötektoid altı çeliğin içerdiği perlit miktarı, çeliğin karbon içeriğinin bir göstergesidir. Çünkü her %0.1 C'un, %12.5 perlit oluşturur. Mikroskopda ötektoid altı çeliğin yapısı incelenerek perlit ile işgal edilen alan miktarı (%) tesbit edilebilir. Sonra bulunan alan 12.5 ile bölündüğünde, çelik içindeki karbon içeriği yaklaşık olarak bulunabilir.

%0.8 C içeren demir-karbon alaşımı *ötektoid çelik* olarak adlandırılır. Çelik 727°C'a (S noktası) soğutulduğunda bütün ostenit perlite dönüşür (Şekil 7.4b,f). Perlit çoğunlukla levhasal yapılıdır; yani, ince ferrit ve sementit tabakalarından ibarettir. Bu tabakaların kalınlıklarının oranı 1:7.3 tür. Perlitteki sementit ve ferrit miktarları $\overline{SK}/\overline{PS}$ (Şekil 7.2) oranıyla belirlenir. Granüler haldeki perlit yapısı özel ısıl işlemle elde edilebilir (Şekil 7.4d ve h). Bu durumda sementit küreler oluşturur. %0.8-2.14 C içeren çeliklere *ötektoid üstü* denir. Bu çeliklerde SE eğrisi üzerinde yalnızca ostenit vardır.

Ostenit, SE eğrisiyle temsil edilen sıcaklıklarda, karbonca doyar; sıcaklık düşerken

ostenitten ikincil sementit ayrılmaya başlar. Böylece SE eğrisi altındaki sıcaklıklarda alaşım iki fazlı (ostenit+ikincil sementit) yapıdan ibarettir. Sementit çökelirken ostenitin karbon içeriği SE'ye göre azalır. t_9 sıcaklığında, II alaşımındaki ostenit bileşimi 7 noktasıyla belirtilir.

Sıcaklık A_1'e (727°C) düştüğünde %0.8 C içeren ostenit (S noktası) perlite dönüşür. Tamamen soğutulmuş ötektoid üstü çelikler, perlit ve ikincil sementitten oluşur. Sementit eski ostenit tane sınırları boyunca şebeke halinde (Şekil 7.4c) veya ostenite göre düzenli olarak dizilmiş iğnesel şekilde ayrışır. Artık sementit (ikincil) miktarı, çelikteki karbon içeriğiyle artar.

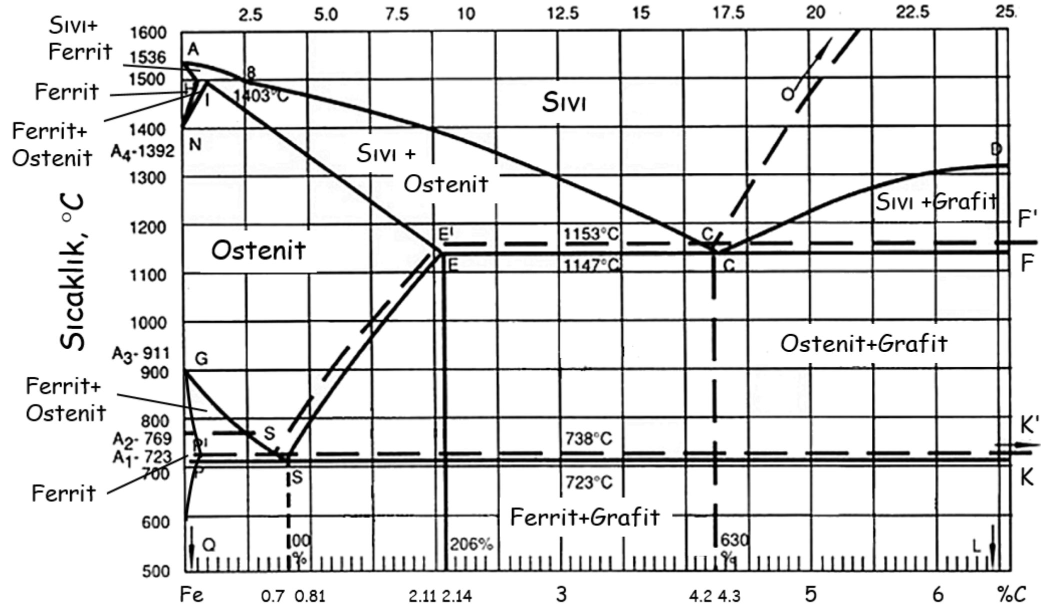
İkincil sementitin bir şebeke veya iğnesel şekilde çökelmesi çeliği kırılgan yapar. Bu yüzden granüneler şekilde sementit oluşturmak için özel ısıl işlem veya işleme yöntemlerine başvurulur (Şekil 9.4d ve h). Sıcaklıktaki (SE eğrisi) düşme ile ostenitdeki karbon çözünürlüğünün azalması sebebiyle ötektik altı dökme demirler, örneğin III alaşımında (Şekil 7.3), ostenitin kısmi bozunmaya uğramasına maruz kalır. Bu durum, hem sıvı alaşımdan birincil kristallerin donması hem de ledebüritin içerdiği ostenitle ilgilidir. Bu bozunma yukarıda açıklandığı gibi sementit kristallerinin çökelmesini ve bir sonuç olarak SE eğrisine göre ostenitin karbonundaki azalmayı içerir. Örneğin, t_{12} sıcaklığındaki ostenit bileşimi 8 noktasıyla, t_{13} sıcaklığındaki ise 9 noktasıyla belirlenir (Şekil 7.3-III alaşımı).

Sıcaklık 727°C'ye eriştiğinde (PSK hattı), ostenit ötektoid bileşimine (%0.8 C) ulaşıncaya kadar karbonunu tüketir ve perlite dönüşür. Bu nedenle tamamen soğutulmuş ötektik altı dökme demirler, perlit, ledebürit (perlit+sementit) ve ikincil sementitten (Şekil 7.5a) ibaret bir yapıya sahiptirler. Dökme demirde karbon ne kadar fazla olursa, daha az perlit ve daha fazla ledebürit olacaktır. %4.3 C içeren dökme demir (ötektik) 727°C'nin altında yalnız ledebüritden (perlit+sementit) ibarettir.

Ötektik üstü dökme demirler (Şekil 7.2 ve 7.3), %4.3'den daha fazla karbon içerir ve katılaştıktan sonra, sementit ve ledebüritten (ostenit+sementit) ibarettir. Sıcaklık düşerken kalıntı sementitin çökelmesi yüzünden ötektik ostenitin karbonu tüketilir ve 727°C'de perlit oluşur. Tamamen soğutulmuş ötektik üstü dökme demirler levhasal şekilli birincil sementit ve ledebüritten (perlit+sementit) ibarettir (Şekil 7.5c). Sementit miktarı karbon içeriğiyle artar. Tamamen kristalleştirilmiş Fe-C alaşımları, yukarıda açıklandığı gibi farklı yapılar içerir. Fakat bütün alaşımların faz bileşimi aynıdır. 727°C'nin altında hepsi ferrit ve sementitten ibarettir.

7.3 DEMİR-GRAFİT FAZ DİYAGRAMI

Dökme demirlerde kararlı bir faz olan grafitin oluşumu, ya grafitin doğrudan sıvı veya katıdan çökelmesi ya da evvelce oluşmuş sementitin ayrışması ile olur. Dökme demir veya çelikte grafit oluşum prosesine *grafitleşme* denir. Fe-C alaşımlarının kararlı diyagramı Şekil 7.6'da gösterilmektedir. Kesikli hatlar grafit çökelmesini düzgün hatlar ise sementit çökelmesini göstermektedir.



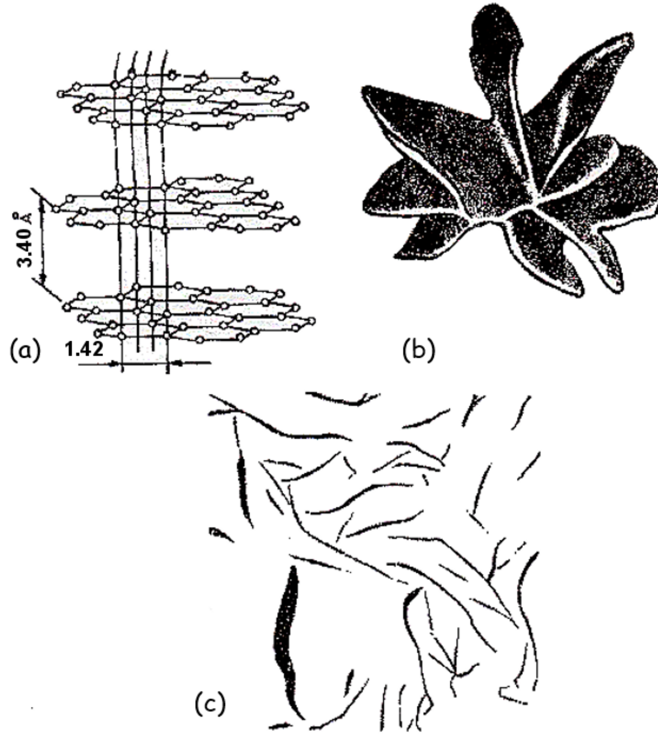
Şekil 7.6: Demir-Grafit denge diyagramı.

Kararlı sistemde $C'D'$ hattının belirlediği sıcaklıklarda birincil grafit katılaşmaya başlar. 1153°C'de ötektik grafit (ostenit+grafit) oluşur ($E'C'F'$ hattı). İkincil grafit $E'S'$ hattında ayrışır; $S'K'$ hattında (738°C) ferrit ve grafitten ibaret olan ötektoid oluşur. Eğer ötektik kristalleşmede sadece grafit ayrışıyorsa, dökme demire gri, eğer grafit ve sementit birlikte ayrışıyorsa benekli, yalnızca sementit ayrışıyorsa beyaz dökme demir adı verilir.

%6.67 C içeren sementitin sıvı faz (veya ostenitten) oluşum olasılığı sadece karbon atomlarından oluşan grafit oluşum olasılığından daha fazladır. Grafitin aşırı soğuma derecesi çok küçük olduğunda, sadece çok düşük soğuma hızlarında meydana gelir.

Kısmi veya tamamen hızlı soğutma, grafit kristalleşmesini önler, sementit oluşumunu teşvik eder. Sıvı dökme demir, 1147°C'nin altına soğutulmuşsa sementit oluşur. Sıvı dökme demirde[5] çeşitli inklüzyonlar (grafit, SiO_2, Al_2O_3 vb) bulunur. Bu parçacıklar grafit çekirdeklerinin oluşum ve büyümesini hazırlar. Hazır çekirdekler varsa, grafit oluşumu 1147°C'nin altında bile ilerleyebilir. Dökme demirlerde grafitleşmeyi kolaylaştıran Si ile grafit oluşumu ilerletebilir. Sıvı fazda oluşmuş grafit, tek bir merkezden büyür ve çeşitli yönlerde dallanır; yapısında şiddetle çarpılmış tabakalar mevcuttur (Şekil 7.7b). Bir mikro kesit düzleminde grafit, grafit plakalarının çeşitli kesitleri olan doğru veya kıvrık hatlar şeklinde görülür (Şekil 7.7c). Eğer kristalleşme sırasında birincil veya ikincil sementit oluşursa belirli şartlar altında ostenit ve grafite ayrışabilir. Yavaş soğuma koşuluyla, grafit ostenitten ayrışabilir ve 738°C-727°C sıcaklık aralığında ötektoid grafit oluşur.

[5]Dökme demirde sıvı fazdan grafitleşme, sık sık ilave çekirdekleşme merkezleri oluşturan aşılayıcıların ilavesiyle hızlandırılır.

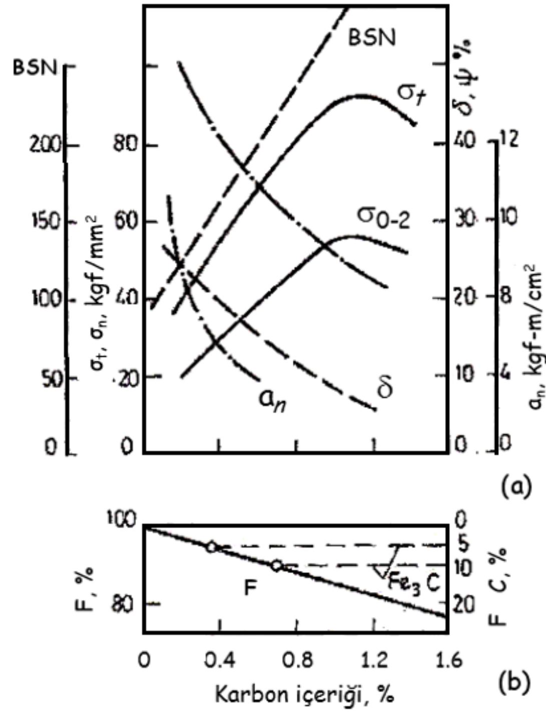


Şekil 7.7: Grafitin yapısı, (a) grafitin yapısı; (b) dökme demirde çökelmemiş grafit inklüzyonu; (c) dökme demirin mikro yapısı. $\times 100$

Gri dökme demirlerde grafitin önemli miktarı sıvı fazdan oluşan katılaşmaya karşılık gelen periyotta oluşur. Ostenitin ayrışmasından oluşan grafit, bağımsız parçacıklar olarak çökmez; fakat mevcut grafit inklüzyonlarının üzerine toplanır; kendi boyutu artar. Ostenit 727°C'ın altına aşırı soğutulursa ayrışır ve bir ferrit-sementit yapısı oluşur. Sementit şeklinde karbon içeren dökme demirin yüksek sıcaklıklarda uzun süre ısıtılması grafit oluşumuna yol açar. Örneğin 738°C altındaki sıcaklıklarda, sementitin ayrışmasıyla grafit ve ferrit veya daha yüksek bir sıcaklıkta grafit ve ostenit oluşur.

7.4 EMPÜRİTELERİN ÇELİĞİN ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Çelik, karbon ve bir miktar empüriteler içeren, çok bileşenli bir alaşımdır. Bu empüritelere çeliğin özelliklerini etkileyen Mn, Si, S, P, O, N, H sayılabilir. Bu empüritelerin varoluş nedeni çeliğin arıtılması sırasında empüritelerin giderilmesindeki zorluk (P, S) veya oksijenini giderme (oksijen giderme) sırasında empüritelerin çeliğe geçmesi (Mn, Si) veya ergitme sırasında kullanılan alaşımlı metal ya da hurdadır (Cr, Ni, vb.). Aynı empüritelere dökme demirlerde de rastlanır; fakat miktarları daha fazladır.



Şekil 7.8: Karbonun (a) çeliğin mekanik özelliklerine, (b) çelikteki mevcut fazların miktarlarına etkileri, F=ferrit.

Karbonun Etkileri: Çeliğin yapısı yavaş soğutma işleminden sonra ferrit ve sementit olmak üzere iki fazdan ibarettir (Şekil 7.2). Çelikteki sementit miktarı, karbon içeriğiyle orantılıdır (Şekil 7.8b). Örneğin, oluşan sementit miktarları %0.38 C oranında %5, %0.7 C oranında %10, %2 C oranında ise %30 olur (Şekil 7.8b). Daha önce bahsedildiği gibi, sementitin sertliği (1000 VSN) ferritin sertliğine göre (80-90 VSN) çok fazladır.

Sert ve kırılgan sementit parçacıkları, dislokasyonların hareketlerini engeller. Bu nedenle deformasyona karşı direnç artarken süneklik ve toklukta azalma görülür. Sonuçta karbon içeriğinde meydana gelen bir artış çeliğin sertliğini, çekme mukavemetini ve akma mukavemetini artırır; yüzde uzama ile birlikte yüzde kesit büzülmeyi düşürür (Şekil 7.8a).

Çeliğin karbon yüzdesindeki bir artış, soğuk kırılganlığa geçişi kolaylaştırır. Her %0.1 C kritik kırılganlık sıcaklığını (T_{cs}) yaklaşık olarak 20 °C yükseltir ve kırılgan duruma geçiş sıcaklık aralığını artırır.

Karbon içeriğinde %1.0 veya %1.2'nin üstünde bir artış, çeliğin tavlanmış durumdaki sertliğini artırır; fakat çekme mukavemetini azaltır. Çekme mukavemetinin azalması ikincil sementitin mevcut ostenit tanelerinin sınırları boyunca çökelip sürekli bir kabuk (şebeke) oluşturmasıdır (Şekil 7.4c). Çekme testlerinde bu kabuk ve kırılgan olan sementitte yüksek gerilmeler ve yetersizlik oluşur. Bu nedenle test numunesi vakitsiz kırılma gösterebilir ve çekme mukavemetinde azalmaya yol açar (Şekil 7.8a).

Çeliğin karbon içeriğindeki bir yükselme yoğunluğunda, termal ve manyetik geçirgenliğinde azalmaya; elektriksel direnç ve kohezif kuvvetinde ise artışa neden olur.

Silisyum ve Manganezin Etkileri: Silisyum, karbon çeliğinde empürite olarak %0.35 veya %0.40'ı aşamaz. Çelikte mangan içeriği ise %0.5-0.8 arasında değişir. Si ve Mn, çelik üretiminde oksijen giderme esnasında yapıya girer. Bunlar çeliğin oksijenini giderir; yani, Mn ve Si, demir oksitteki oksijen ile bileşik yapıp, oksit olarak curufa geçerler. Oksijen giderme işlemi çeliğin özelliklerini geliştirir. Oksijen giderme işleminden arta kalan silisyum katı eriyikte (ferrit içinde) bulunur ve akma mukavemetini (σ_y) büyük oranda yükseltir. Silisyum, öte yandan çeliğin çekme kapasitesini ve özellikle dövülebilirliğini önemli ölçüde azaltır. Bu nedenle soğuk pres veya soğuk dövme çalışmaları için çeliklerdeki silisyum içeriği düşük tutulmalıdır.

Manganez, çeliğin sünekliğini pratik olarak azaltmaksızın mukavemetini önemli ölçüde artırır. Manganez, kükürdün neden olduğu yüksek sıcaklıktaki kırılganlığı şiddetli bir şekilde azaltır.

Kükürtün Etkileri: Kükürt, çelik içinde zararlı bir empüritedir. Demirle birleşerek FeS kimyasal bieşiğini oluşturur. Bu bileşik demir içinde pratik olarak katı halde çözünmez; fakat sıvı metal içinde çözünür. Demir sülfür, demirle düşük ergime sıcaklığına (988°C) sahip bir ötektik oluşturur. Kükürt içeriği çok düşük olsa bile ötektik oluşur. Katılaşmanın en sonunda sıvıdan ayrışan ötektik, başlıca tane sınırları boyunca yer alır. Çelik, hadde veya dövme sıcaklığına (1000-1200°C) ısıtıldığında, ötektik metal taneleri arasındaki bağlara zarar vererek erir. Sonuç olarak metal işlenildiğinde ötektikte çatlak ve kırıklar oluşur. Bu özellik *sıcak kırılganlık* olarak bilinir.

Çelikte bulunan manganezin kükürte olan afinitesi, demirin kükürte olan afinitesinden yüksek olduğundan, ergime derecesi yüksek olan mangan sülfür bileşiği oluşur ve sıcak kırılganlık pratik olarak engellenir. Katı çelikte MnS parçacıkları ayrık inklüzyonlar şeklindedir. Sülfür inklüzyonları, çeliğe uygulanan dövme ve hadde yönüne göre çapraz yönde ve aynı zamanda düşük dayanım sınırlarında, özellikle darbe mukavemeti ve süneklik olmak üzere mekanik özellikleri kötü yönde etkiler. Çatlak oluşumunda yapılan iş (a_{cf}), kükürt içeriğine bağlı değildir; fakat sünek metalde bir çatlağın yayılmasında yapılan iş (a_{cp}), kükürt içeriğindeki artışla önemli ölçüde azalır. Kükürt inklüzyonları ayrıca kaynaklanabilirlik ve korozyon direncini de düşürür. Bu nedenlerden dolayı çelikteki kükürt içeriği kesin bir şekilde sınırlandırılır. Çelikten istenen kaliteye bağlı olarak izin verilen maksimum kükürt sınırı %0.035-0.06 arasındadır.

Fosforun Etkileri: Fosfor, hem α-Fe hem de γ-Fe içinde çözünür ve yeterli miktarda ise Fe_3P (%15.62 P) oluşur. Fosfor, ferrit içinde çözündüğünde önemli zararlar verir. Çekme ve akma mukavemetini yükseltir; fakat süneklik ve tokluğu önemli ölçüde azaltır. Tokluktaki bu azalma, karbon içeriğinin artmasıyla artar. Fosfor, çeliğin kritik kırılganlık (eşiği) sıcaklığını önemli ölçüde yükseltir ve çatlağın ilerlemesi için gereken işi azaltır. Her %0.01 P miktarı kritik kırılganlık sıcaklığını 20-25°C kadar yükseltir.

Fosforun bu kötü etkileri, segregasyona olan belirgin eğiliminden dolayı şiddetlenir. Bu ise, ingotun orta tabakasında fosforca zengin bölgelerin oluşmasına, orta tabakaların tokluğunun azalmasına neden olur. Fosfor, çelikler için genelde zararlı empüritedir; çeliğin kalitesine bağlı olarak izin verilen maksimum fosfor miktarı %0.025-0.08 arasındadır.

Azot, Oksijen ve Hidrojenin Etkileri: Azot ve oksijen, çelik içinde katı eriyik şeklinde serbest halde veya metal hatalarında (gaz boşlukları, çatlaklar,vb) metal olmayan inklüzyonlar (FeO, SiO_2, Al_2O_3, Fe_4N, vb.) şeklinde bulunurlar. Arayer empüriteleri (azot ve oksijen) tane sınırları boyunca yoğunlaşarak tane sınırlarında nitrür ve oksitlerin birikimine neden olurlar. Bu durum kritik kırılganlık sıcaklığını yükseltir ve gevrek kırılmaya karşı direnci azaltır. Eğer bu inklüzyonlar büyük oranlarda mevcutsa, metalik olmayan inklüzyonlar (oksitler, nitrürler, cüruf parçacıkları) dayanım sınırlarını ve darbe mukavemetini önemli ölçüde azaltabilirler.

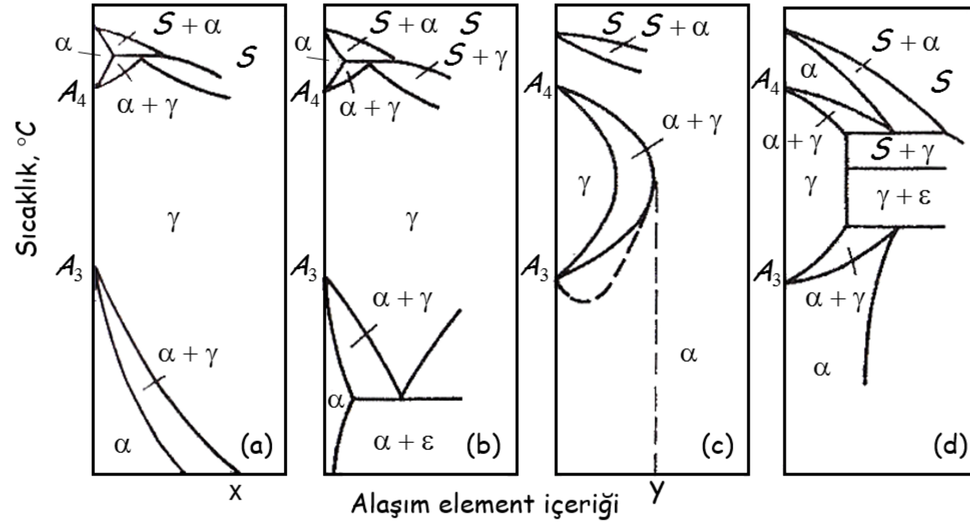
Çelik içinde erimiş hidrojen, şiddetli gevrekliğe neden olur. Çelik ergitmesinde absorblanmış hidrojen hem çeliği gevrekleştirir hem de hadde ve büyük dövme ürünlerinde tabaka (pullanma) oluşumuna neden olur. Pullanma, bir kırıkta gümüşümsü renkte pullar veya noktalar olarak gözlenen oval veya yuvarlak şekilli, çok ince yüzey çatlaklarıdır. Pullanma çeliğin özelliklerini bozar. Pullanma içeren metal endüstride kullanılamaz; kaynak sırasında çoğunlukla hidrojen kırılganlığı gözlenir. Bu sırada hidrojen, kaynak yerinde ve kaynaklanan metallerde soğuk çatlakların oluşumuna yol açar. Çelik parçaların yüzeylerinin elektrolitik olarak kaplanması veya asitle temizlenme ile yüzey hidrojenle doymuş hale gelir ve bu durum da kırılganlığa sebep olur. Eğer yüzeydeki hidrojen giderilmek isteniyorsa, vakum altında (10^{-2}-10^{-3} mmHg) metalin 150'den 180°C'ye ısıtılması gerekmektedir. Çelik özellikle yüksek basınçta hidrojenle temasta ise, hidrojenleşme veya gevreklik olayı meydana gelir.

Çatlaklarda, boşluklarda ve özellikle soğuk deformasyondaki yapısal hataların yoğunlaştığı bölgeye bile yerleşen moleküler hidrojen basıncı, gevrekliğe neden olur. Deformasyon hızı, hidrojenin difüzyon hızından az ise, hidrojenin gevrekleştirici etkisiyle; hidrojenin muhtemel hata merkezine veya çekme gerilmesinin oluştuğu bölgede meydana gelen çatlağa doğru difüzyonu arasında bir ilişki kurulabilir. Çelik yapımında son yıllarda yaygın olarak kullanılan vakumda ergitme ve dökme yöntemleri çelikteki hidrojeni önemli oranda azaltmaktadır.

7.5 ÇELİKTE ALAŞIM ELEMENTLERİ:

Çeliğe ilave edilen alaşım elementleri

1. demir ile katı eriyik oluşturabilir,
2. sementit içinde eriyerek kafeste demir atomlarının yerini alabilir; yani, alaşımlandırılmış sementit veya bağımsız özel karbürler oluşturabilir,
3. alaşım elementi miktarı yeterli ise demirle metallerarası bileşik oluşturabilir.



Şekil 7.9: Demirin allotropik dönüşümlerine alaşım elementlerinin etkisi, S-Sıvı.

Alaşım Elementlerinin Demirin Allotropik Dönüşümlerine Etkisi: Karbon, azot, hidrojen ve bir dereceye kadar bor[6] hariç, bütün elementler demirle yeralan katı çözeltisi oluşturur. Demir içinde alaşım elementlerinin çözünmesi, α-Fe ve γ-Fe'in oluşum sıcaklık aralığını gösteren A_3 ve A_4 noktalarının yerini etkiler.

Alaşım elementleri, demirin allotropik şekillerinin oluşum sıcaklık aralıklarına etkisi açısından incelendiğinde iki gruba ayrılabilir. Nikel ve manganez *birinci gurup* elementleri oluşturur. Bu elementler A_3 sıcaklığını düşürür; A_4 sıcaklığını yükseltir. Sonuç olarak alaşım elementiyle demirin denge diyagramında α-fazı bölgesi daralırken γ-fazı bölgesi genişler (Şekil 7.9a).

Şekil 7.9a'dan görüleceği gibi, A_4 noktası alaşım elementlerince solidüs hattına yükseltilir. Alaşım elementi içeriği yüksekse A_3 noktası oda sıcaklığına kadar düşebilir.

Neticede Şekil 7.9a'da görüldüğü gibi, alaşım elementi içeriği belirli bir miktarı (x noktası) aşınca, alaşımlar ($\alpha \rightleftharpoons \gamma$) faz dönüşümüne uğramazlar ve γ-demirde, alaşım elementinin katı bir çözeltisini oluştururlar. Bu alaşımlara *ostenitik alaşımlar* denir. Alaşımlar kısmen $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ faz dönüşümüne uğruyorlarsa bunlara *yarı ostenitik alaşımlar* denir. Şekil 7.10'da Fe-Ni ve Fe-Mn denge diyagramları verilmekte olup, A_3 ve A_4 noktalarında, yukarıda açıklanan değişimlerin, alaşım elementleri tarafından nasıl etkilendiği açıklanmaktadır. Ayrıca bu gurup elementler bakır, karbon ve azotu içerir. Bu elementlerin miktarları az olduğunda homojen γ-fazı bölgesini genişletir (Şekil 7.9b); fakat demir içindeki çözünürlükleri sınırlandığından, tek γ-fazı bölgesi, yüksek alaşım elementi içeriğinde önce daralır, sonra γ-fazı içeren bölgeler kalsa da tamemen ortadan kaybolur.

İkinci gurup elementler (Cr, W, Mo, V, Si, Al, vb) A_4 kritik noktasını düşürür, A_3'ü yükseltir. Sonuç olarak, bu kritik noktalar veya daha kesin olarak A_4 ve A_3

[6]Bazı bor atomları arayerde yer alır ve diğerleri demir atomlarının yerini alır.

aralıkları, belirli bir alaşım elementi içeriğinde (Şekil 7.9c, y noktası) aynı noktada kesişir ve γ-fazı bölgesi bir halka şeklinde tamamen sarılır. y noktasından daha fazla alaşım elementi içeren alaşımlar (Şekil 7.9c), bütün sıcaklıklarda α-Fe'de alaşım elementinin yaptığı katı çözelti şeklinde olur. Bunlar *ferritik alaşımlar* olarak adlandırılır ve kısmi $\alpha \to \gamma$ dönüşümü gösteren alaşımlara da *yarı ferritik alaşımlar* adı verilir. Bu gurup alşımlara ait tipik denge diyagramları, Şekil 7.10 ve 7.11'de Fe-Ni, Fe-Mn, Fe-Cr ve Fe-V alaşımları için verilmiştir.

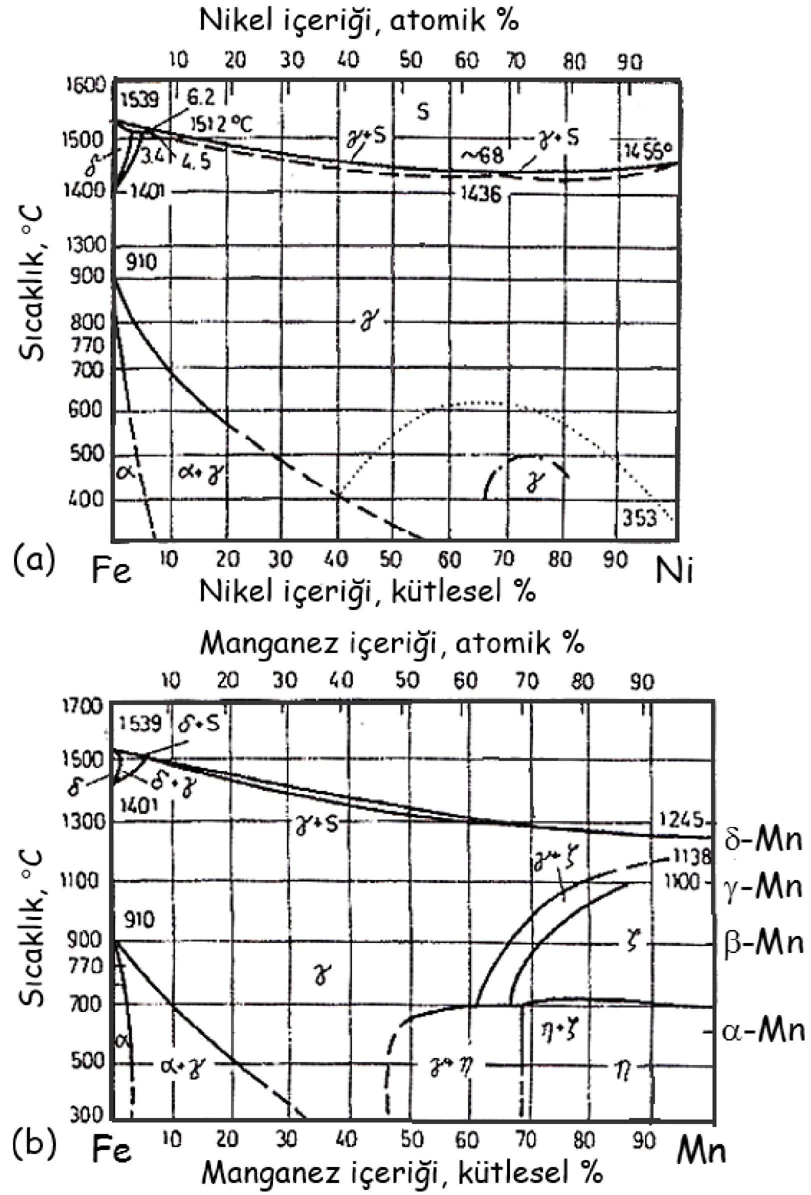
Bor, zirkonyum ve niyobyum da bu gurup alaşım elementleri içine girer. Fakat bu elementler nisbeten az miktarda mevcut olsa bile γ-fazı bölgesini daraltır. Demir içindeki çözünürlükleri nedeniyle γ-fazı bölgesinin tamamen çevrelenmeden önce iki fazlı alaşımlar oluşur (Şekil 7.9d).

Günümüze kadar kullanılan karmaşık çelik alaşımları, ikili olmayıp üçlü, dörtlü veya daha karmaşık katı çözeltiler şeklindedir. Eğer bir alaşıma birkaç alaşım elementi ilave edilirse, bunların denge diyagramında α- ve γ-bölgelerine etkileri hakkında her zaman hüküm verilemez. Etkileri bazen ikili alaşımdaki etkilerin tersi olabilir. Örneğin, krom üçlü (Fe-Cr-Ni) katı çözeltide γ-fazı bölgesini daraltacağına genişletir. Bir çok durumda karbon, γ-katı çözeltisinde (ostenit), alaşım elementlerinin çözünürlüklerini artırır; y noktasını sağa kaydırır (Şekil 7.9c). Ostenit bölgesi açık olan alaşımlarda karbon, düşük sıcaklıklardaki ostenit kararlılığını artırır. Bu durum $\alpha \to \gamma$ dönüşümüne karşılık gelen eğrileri sola kaydırır (Şekil 7.9a, x noktası).

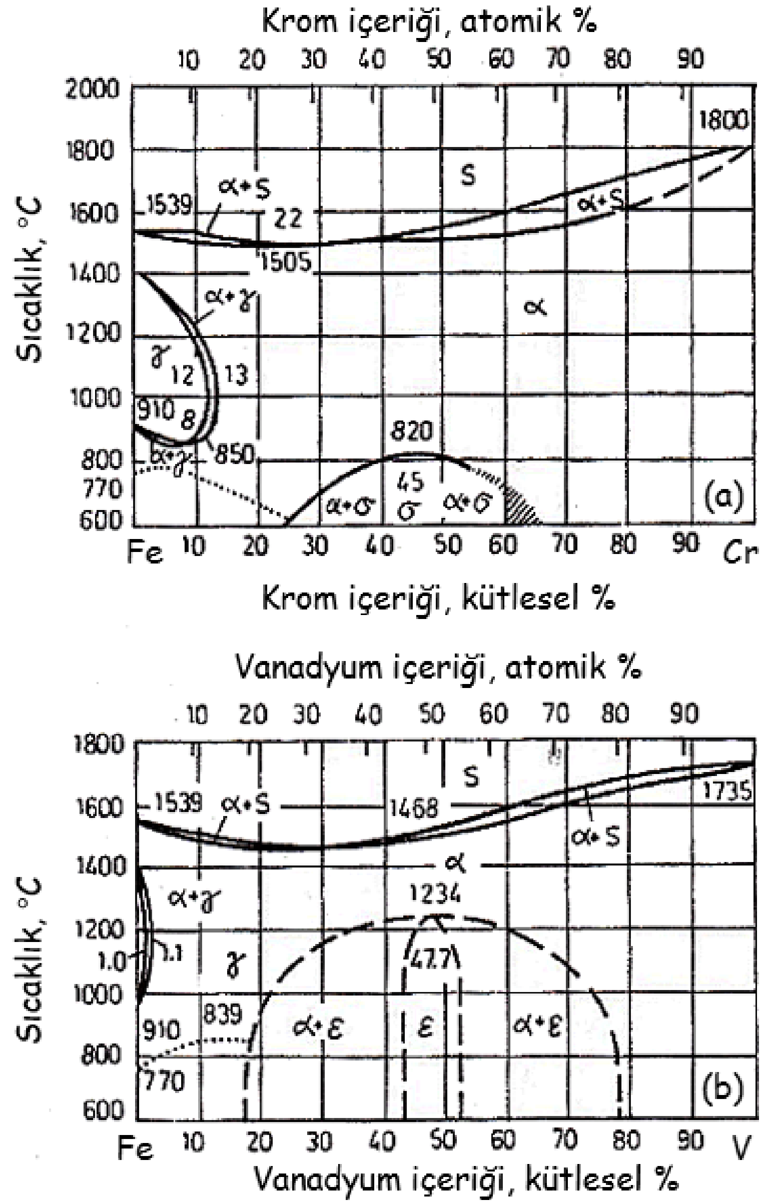
Şekil 7.12a ve b'de Fe-Mn-C ve Fe-Cr-C üçlü sistemlerinde denge diyagramlarının dikey kesitleri verilmiştir. Ötektik, peritektik ve ötektoid dönüşümler, ikili alaşımlardaki gibi sabit bir sıcaklık yerine daha çok belirgin bir sıcaklık aralığında oluşur. Fe-Mn-C sisteminde, Mn içeriğindeki artışla düşük sıcaklık bölgelerinde bile γ-fazı mevcut olacaktır. Fe-Cr-C sisteminde γ-fazı bölgesi artan krom içeriğiyle daralır. Mangan çeliklerinde bir kısım demir atomları yerine mangan atomlarının geçmesiyle oluşan karbür fazı (kar) (Fe,Mn)$_3$C'e karşılık gelir. Krom çeliklerinde, bileşim ve yapısı karbon ve kroma bağlı özel krom karbürler oluşur. Düşük karbon ve yüksek bir krom içeriğinde allotropik dönüşümün olmadığı ferritik çelikler oluşur (Şekil 7.12b).

Alaşım elementlerinin ötektoid karbon içeriği (Fe-C diyagramı, S noktası) ve ostenitte maksimum karbon çözünürlüğüne (E noktası) kuvvetli etkileri vardır. Ni, Co, W, Cr ve Mn gibi elementler, S ve E noktalarını sola yani, düşük bir karbon içeriğine doğru kaydırır. V, Ti, Nb ise aksine ötektoidteki karbon içeriğini artırırlar. Bu durum ötektoidteki (perlit) karbürlerin ve ferritin bileşimlerinin, ikili Fe-C alaşımlarındaki ferrit ve karbür bileşimlerinden farklı olmasından kaynaklanır. Ostenit bileşiminin değişimi nedeniyle ostenitteki karbon çözünürlüğü de değişir.

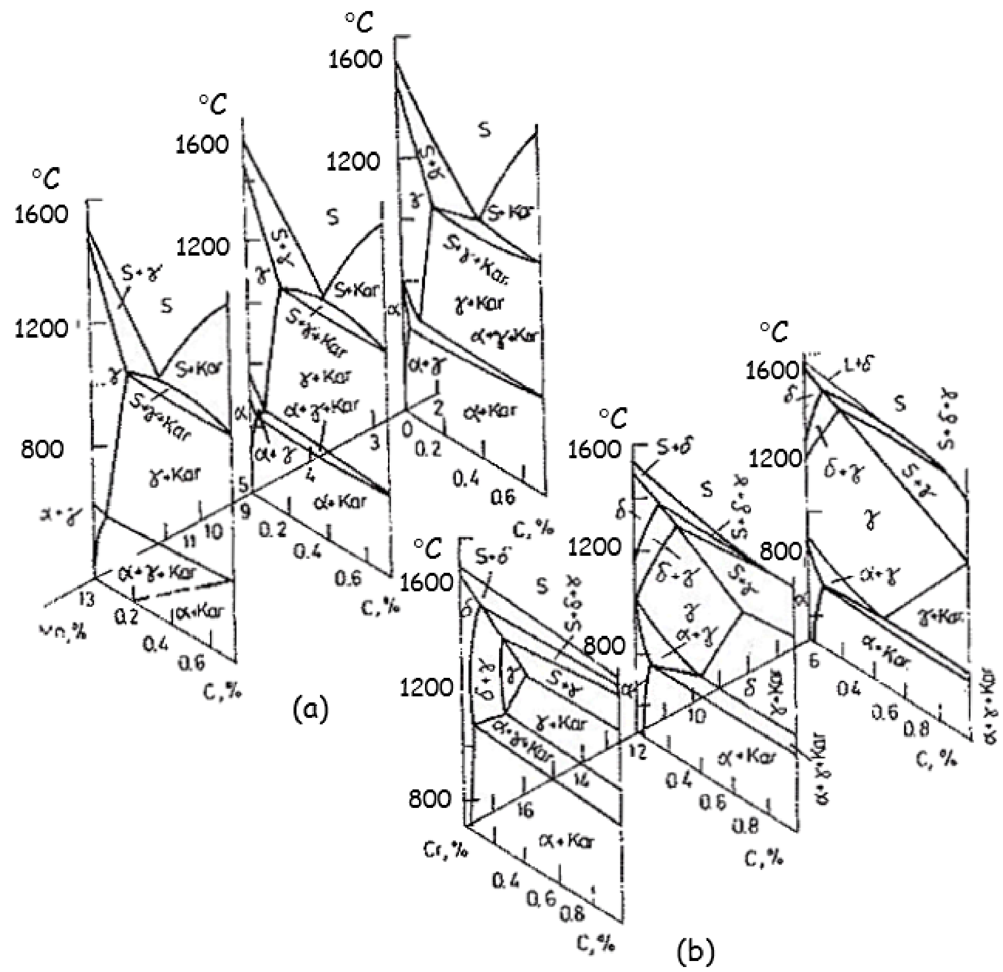
Alaşım Elementlerinin Ferrit ve Ostenit Özelliklerine Etkisi: Şekil 7.12'den açıkca görüldüğü gibi ferritte erimiş alaşım elementleri ferritin yüzde uzama değerinde belli bir azalma olmadan (Şekil 7.12b) çekme mukavemetini artırır (Şekil 7.12a). Mn ve Si, içerikleri eğer %2.5 ve %3 değerini aşarsa, istisna oluşturur.



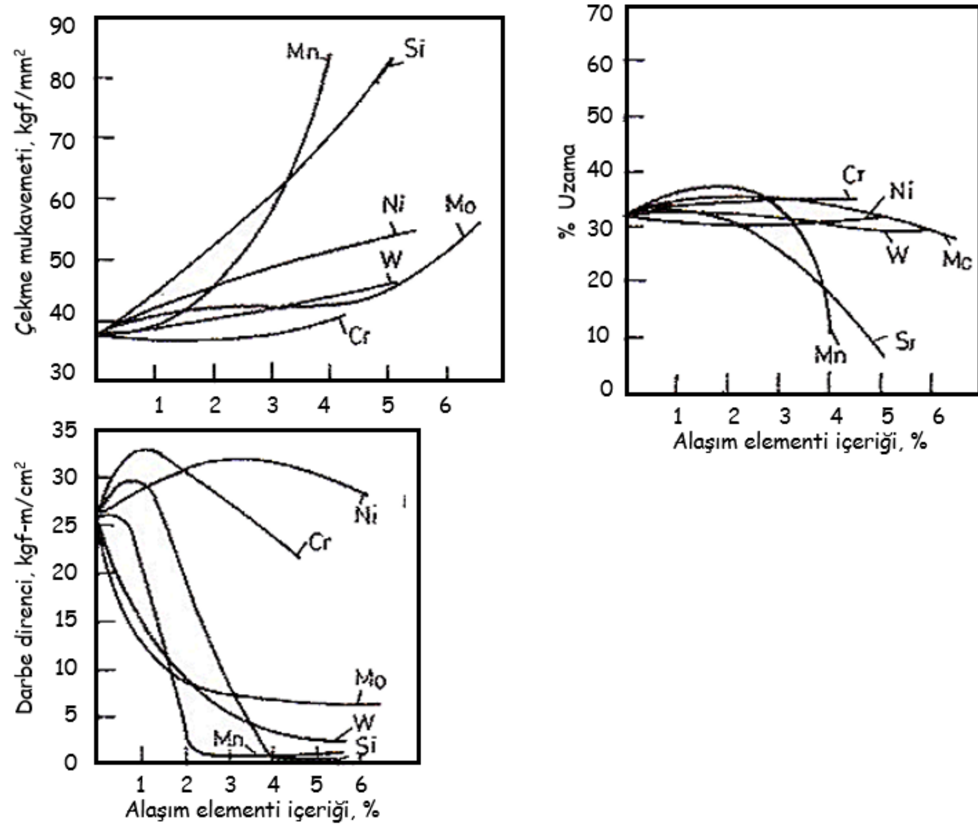
Şekil 7.10: (a) Fe-Ni, (b) Fe-Mn alaşımlarının denge diyagramları, S-Sıvı.



Şekil 7.11: (a) Fe-Cr, (b) Fe-V alaşımlarının denge diyagramları, S-Sıvı.



Şekil 7.12: Üçlü denge diyagramlarının dikey kesitleri; (a) Fe-C-Mn, (b) Fe-C-Cr alaşımları için.



Şekil 7.13: Alaşım elementlerinin ferritin mekanik özelliklerine etkisi.

Ferritin sertliği ve çekme mukavemeti silisyum ve manganez ile büyük oranda artırılır. Diğer elementlerin ferritin mukavemetine etkisi, nisbeten zayıftır.

Alaşım elementlerinin miktarı %1 veya %2'yi aşınca alaşım elementleri darbe direncini düşürür (Şekil 7.13c) ve alaşım elementleri içeriği daha yüksek değere ulaşınca kritik kırılganlığın başlama sıcaklığını yükseltir. Bu duruma bir istisna nikel olup, darbe mukavemetinin yanısıra çekme mukavemeti artırır ve kritik kırılganlık sıcaklığını düşürür. Bu durum nikel çeliklerinin yüksek tokluğunu açıklar. Ni, Mn ve Cr içeren alaşımlı ferrit γ-katı çözeltisinin bulunduğu sıcaklık bölgesinden hızla soğutulursa (su verme) martenzitik bir dönüşüme uğrar. Yapı iğnesel hal alıp ferritin sertliği 100 ile 150 kadar veya yaklaşık 200 BSN'a yükselir.

$\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünde deformasyon sertleşmesinin bir sonucu olarak sertlik artar ve bu arada hacimsel bir artış meydana gelir. Faz dönüşümüyle birlikte meydana gelen bu olaya *deformasyon sertleşmesi fazı* adı verilir. Eğer sertleştirilmiş ferrit, 500-550°C'a ısıtılırsa, önce kendine gelme daha sonra yeniden kristalleşmeye maruz kalır. Yeniden kristalleşme, taneli (granüler) bir yapı oluşturur ve sertliğin azalmasını sağlar.

Mo, W veya diğer elementlerden içeren γ-katı çözeltisi, aşırı soğutmanın zorluğu ne-

deniyle martenzit dönüşümüne uğramaz. Bu nedenle su verilince sertleştirilemez. γ-Fe'de alaşım elementlerinin çözünmesi, oda sıcaklığı veya yüksek sıcaklıklardaki mukavemetini artırır. Düşük akma noktası ve nisbeten yüksek çekme mukavemeti, ostenitin tipik mekanik özellikleridir. Ostenit paramanyetik olup yüksek termal genleşme katsayısı vardır. Ostenit deformasyonla kolayca sertleştirilebilir.

Alaşımlı Çeliklerde Karbür Fazı: Bütün alaşım elementleri karbonla olan ilişkilerine göre üçe ayrılır:

1. grafitleştirici elementler: Si, Cu, ve Al (bunlar katı çözeltidedir);
2. nötr elementler: kobalt ne karbür ne de grafit oluşumuna neden olur;
3. karbür yapıcı elementler: karbona olan afiniteleri ve oluşturdukları karbür fazlarının artış sırası Fe→Mn→Cr→ Mo→W→Nb→V→Ti şeklindedir.

A.P.Gulyaev'in de gösterdiği gibi, geçiş metallerinin d-alt gurubu ne kadar az elektronla doldurulursa[7] bunların karbür oluşturma kapasitesi o kadar artar ve ısıtılır iken ostenitte ayrışma ve çözünmeye direnci çok fazladır. Örneğin, Cr ve Mo içeren bir çeliğe, karbür oluşturma kapasitesi fazla olan vanadyum ilave edilirse, çevrede yetersiz karbon varsa, vanadyum önce Cr-karbürden daha sonra Mo-karbürden karbon alıp karbür oluşturacaktır. Daha sonra Cr ve Mo katı çözeltiye geçer.

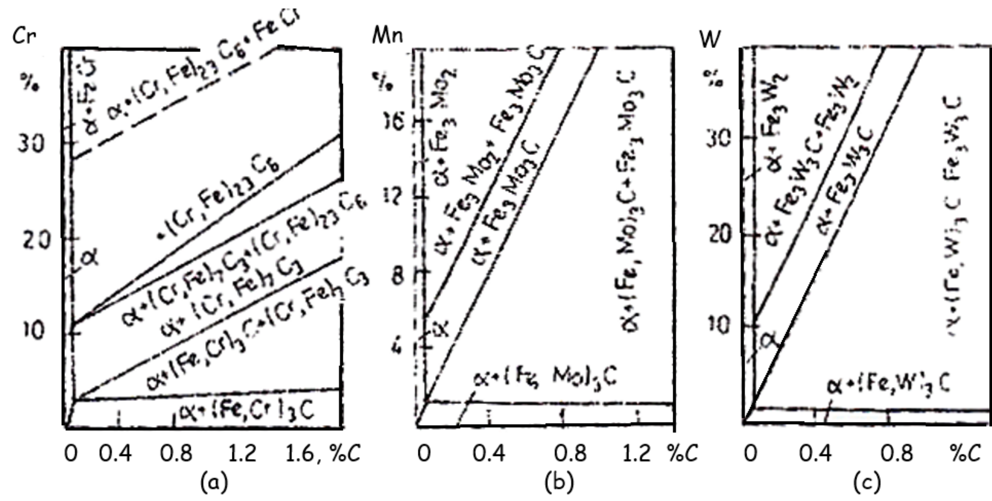
Çelikte Mn, Cr, W ve Mo gibi karbür yapıcı elementlerin miktarı az ise, bu elementler, demir atomlarının yerini alarak sementitte çözünür. M harfi alaşım elementini göstermek üzere sementit bileşimi $(Fe,M)_3C$ formülüyle gösterilir. Böylece manganez sementitte çözünerek $(Fe,Mn)_3C$, krom çözünerek $(Fe,Cr)_3C$'yu oluşturur.

Sementit kafesinde manganez bütün demir atomlarının yerin alabilir. Atomsal olarak Cr %25, Mo %3, W ise %0.8-1 oranına kadar demir atomlarının yerini alabilir. Ti, V, Nb ve Zr gibi kuvvetli karbür yapıcı elementler pratik olarak sementit içinde çözünmezler ve özel bağımsız karbürleri oluştururlar. Çelikte Cr, W veya Mo içeriğindeki artışla, karbon miktarına bağlı olarak özel karbürler oluşabilir. Şekil 7.14'te Fe-C-Cr, Fe-C-Mo ve Fe-C-W üçlü denge diyagramlarında çeşitli karbür fazlarının oluştuğu bölgeleri gösteren izotermal kesitler verilmektedir.

Krom içeriği %2'yi aşmazsa alaşımlı sementit $(Fe,Cr)_3C$ oluşur. Yüksek krom içeriğinde ise özel karbür $(Cr,Fe)_7C_3$ oluşur. Bununla beraber çok yüksek krom içeğinde (%10-12'nin üzerinde) $(Cr,Fe)_{23}C_6$ oluşabilir (Şekil 7.14a).

Çeliğe, sementitteki maksimumu doymuşluk sınırından fazla volfram veya molibden katılması, Fe_3Mo_3C (Fe_2Mo_2C) ve Fe_3W_3C (Fe_2W_2C) gibi karmaşık karbürlerin oluşumuna yol açar. Alaşım elementlerince oluşturulan özel karbürlerin demir ve diğer metalik elementleri çözme kabiliyetleri vardır. Örneğin Cr_7C_3, 20°C'de %55'e kadar

[7] Ni ve Co'ın d-alt gurupları Fe'in alt gurubuna göre elektronla daha doludur ve bu nedenle çelikte karbür oluşturmazlar.



Şekil 7.14: Denge diyagramlarının 20°C'deki izotermal kesitleri; (a) Fe-C-Cr alaşımların da, (b) Fe-C-Mo alaşımlarında, (c) Fe-C-W alaşımlarında.

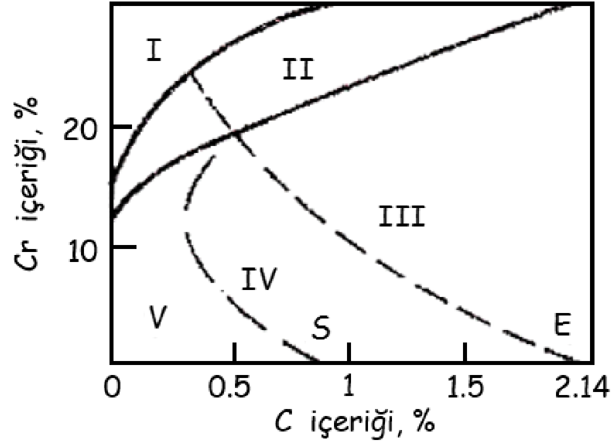
demir çözerek $(Cr,Fe)_7C_3$; $Cr_{23}C_6$, %35'e kadar demir çözerek karmaşık $(Cr,Fe)_{23}C_6$ karbürlerini oluşturur. Karbürler M_3C (sementit tipi karbür), $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 (krom karbür kafesli karbürler), M_6C ve M_4C (metal atomlarının volfram veya molibden karbürlere göre yerleştiği kafese sahip karbürler) ve son olarak MC (YMK yapısındaki karbürler) şeklinde sınıflanabilir. Her durumda M, karbür bileşimindeki metalik elementlerin tamamını temsil eder.

Alaşımlı çeliklerde oluşan karbürler iki gruba ayrılabilir. *Birinci gurup karbürler* karmaşık kristal kafesine sahip M_3C, M_7C_3, $M_{23}C$ ve $M_6C(M_4C)$ karbürlerini içerirler. Bunlar ısıtma sırasında ostenit içinde nisbeten kolay çözünebilirler. *İkinci gurup karbürler* atomları kübik bir kafese yerleşmiş TiC, VC, NbC ve TaC, HMK kafeste yerleşmiş W_2C, hekzagonal kafeste yerleşmiş W_2C, Mo_2C şeklinde oluşan MC tipi karbürleri kapsarlar. Bunlar arayer bileşikleri şeklindedir. Arayer bileşikleri birinci guruptakilerden farklı olarak, çeliğin gerçek şartlar altına ısıtıldığında, ostenit içinde çözünme miktarı çok azdır.

Önceden belirtildiği gibi, arayer bileşikleri karbürlerin içinde en yüksek sertlik ve ergime sıcaklığına sahiptir. Karbür parçacıkları çelik içinde ne kadar sık dağılmışsa çeliğin sertlik ve mukavemeti de o oranda artar; çünkü bu bileşiklerin parçacıkları, plastik deformasyona karşı direnci artırır.

Metallerarası Bileşikler: Bunlar çoğunlukla yüksek alaşım içeriğinde demir ile veya bir birleriyle bileşikler oluşturur. Böyle bileşiklere Fe_7Mo_6, Fe_7W_6, Fe_3Nb_2, Fe_3Ti, vb. örnek verilebilir. Bazı metallerarası bileşikler Laves[8] fazlarıdır (Fe_2Nb, Fe_2W, Fe_2Mo, Cr_2Ti, vb.). Fe-Cr ve Fe-V alaşımlarında, FeCr (Şekil 7.11a) ve FeV (Şekil 7.11b) bileşiklerine karşı gelen sert ve kırılgan σ-fazı oluşur. Fe-Cr-Mo (%8-27 Cr ve %5'ten fazla Mo) ve

[8] Fe_2W_2C ve Fe_2Mo_2C karbürleri genellikle bir karbon eksikliğiyle kristalleşir; bu durumda kimyasal bileşimleri daha iyi bir şekilde Fe_3W_3C ve Fe_3Mo_3C formüllerine karşılık gelir.



Şekil 7.15: Fe-C-Cr sisteminde çeliklerin yapısal diyagramı; I-Ferritik çelik, II-Yarı ferritik çelik, III-Ledebüritik çelik, IV-Ötektoid üstü çelik, V- Ötektoid altı çelik.

Fe-Cr-Ni-Mo (%2-3 Mo) alaşımlarında, bileşimi Fe_3CrMo ($Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$) olan kırılgan bir χ-fazı oluşabilir.

Metallerarası bileşikler düşük alaşımlı çeliklerde yaşlandırma (çökeltme) sertleştirmesi işleminin gerçekleştirildiği durumlarda büyük önem kazanır. σ- ve χ-fazları kırılgan olduğundan, varlıkları arzu edilmez.

7.6 ALAŞIMLI ÇELİKLERİN YAPISAL SINIFLARI

Alaşımlı çelikler, denge şartlarındaki yapılarına göre, ötektoid ve kalıntı ferrit içeren ötektoid altı, ötektoid ve ötektoid üstü çelikler olarak sınıflandırılabilir (Şekil 7.15).

Ötektoid üstü çelikler, ötektoid ve soğutmada ostenitten ayrışan M_3C tipi artık karbürleri (ikincil karbür) içerir. Ötektoid veya ötektoid benzeri yapılar ne olursa olsun, ötektoid altı, ötektoid ve ötektoid üstü çelikler genellikle tek sınıfta toplanıp *perlitik çelikler* olarak adlandırılırlar.

Ledebüritik çelikler döküm halindeki yapılarında ledebürit tipi bir ötektik içerir. Bu ötektik, kaba karbür parçacıkları içerir. Dövme sonucu olarak karbürler bireysel kürecikler şeklini alırlar. Bu çeliklerde karbürlerin miktarı %30-35 değerine ulaşabilir. Yapılarına dayanarak bu çeliklere beyaz dökme demirler olarak değinmek gerekir. Fakat bunlar daha düşük karbona sahip olmaları (%2'den az) ve deformasyonları (dövme) mümkündür; o halde çelik olarak kabul edilebilirler. Yukarıda açıklandığı gibi alaşım elementleri (V, Ti ve Nb), Fe-C denge diyagramının S ve E noktalarını sağa ve sola kaydırır. Bu nedenle ötektoid altı, ötektoid üstü ve ledebüritik çelikler arasındaki sınırlar da benzer şekilde değişmektedir. Örneğin %5 Cr içeren çelikte (Şekil 7.15), ötektoidin (S noktası) karbon içeriği %0.5'e ostenitdeki maksimum karbon çözünürlüğü (E noktası) %1.3'e düşürülür.

%10 Cr içeren çelikte S noktası %0.25 veya 0.30'a, E noktası ise %1'e karşılık gelir.

Ostenit bölgesini daraltan alaşım elementleri (Cr, W, Mo, V, Si, vb.) fazla, karbon az ise *ferritik sınıf* denen bir çelik elde edilir. Bunların tüm sıcaklıklardaki yapıları, alaşımlı ferrit ve belirli miktarda karbürden oluşur. γ-fazı bölgesini genişleten alaşım elementlerinden (Mn ve Ni) fazla bulunuyorsa, oda sıcaklığında tamamen ostenitik yapı oluşur. Bunlar $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ dönüşümüne uğramayıp *ostenitik çelikler* olarak adlandırılır.

Alaşım elementi içeriği artırıldığında yarı ferritik ya da yarı ostenitik yapı elde edilir. Bunlarda yalnızca kısmi bir $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ dönüşümü gözlenir ve yapıları ostenit ve ferritten ibarettir. Böylece alaşımlı çelikler, denge diyagramında perlitik, ostenitik, ferritik, yarı ferritik, yarı ostenitik, ledebüritik çelikler olarak sınıflandırılırlar. Denge halindeki yapıya göre sınıflandırma P. Oberhoffer tarafından yapılmıştır. Fransız araştırmacı L.A.Guillet, çelikleri, küçük parçaların sakin havada soğutulmasıyla elde edilen yapılara dayanarak sınıflandırmayı teklif etmiştir. Buna göre çelikler dört guruba ayrılmaktadır: perlitik, martenzitik, ostenitik ve karbürlü çelikler. Perlitik çelikler nisbeten az miktarda alaşım elementi içerir; martenzitik çelikler fazla; ostenitik çelikler ise daha fazla oranda alaşım elementi içerir. Her ne kadar pratikte uygunsa da, Guillet'in sınıflandırması çok keyfidir; çünkü bu sınıflama yalnızca küçük parçaların 900°C'den havada soğutulması ısıl işlemine göre yapılmaktadır.

Bölüm 8

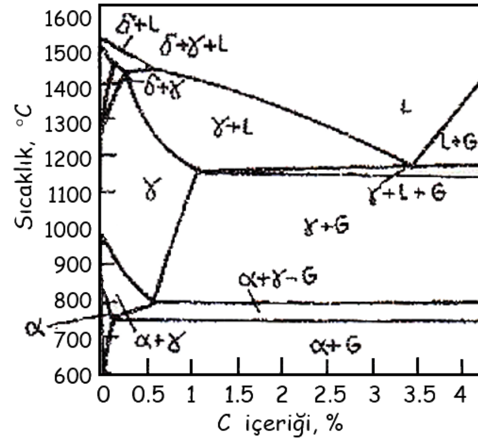
DÖKME DEMİR

Demir karbon alaşımlarında karbon içeriği %2.14'ü aşıyorsa, bu alaşımlara dökme demirler denir. Dökme demirin yapısındaki ötektiğin varlığı (*bknz* Şekil 7.2) döküm alaşımı olarak kullanılmasının yegane sebebidir. Dökme demirdeki karbon ya sementit ya grafit ya da her iki şekilde de bulunabilir. Sementit dökme demirin kırılması üzerine kırığı belirli açık-renkli doku arz eder. Bu nedenle karbonun tamamının sementit şeklinde olduğu demire *beyaz dökme demir* denir. Grafit kırılmaya karşı bir gri renk verir ve grafit içeren dökme demirler *gri dökme demir* olarak adlandırılır. Gri dökme demir grafitin şekline ve oluşturulduğu şartlara bağlı olarak gri, yüksek mukavemetli küresel grafitli ve temper dökme demirler olarak sınıflandırılırlar.

8.1 GRİ VE BEYAZ DÖKME DEMİRLER

Gri dökme demir endüstride en geniş kullanım alanı olan bir ticari döküm türüdür. Aslında alaşım Fe-C-Si'den oluşup, ayrıca Mn, P ve S gibi kaçınılmaz empüriteler içerir. Gri dökme demirin yapısındaki karbonun tümü veya çoğu grafit şeklindedir. Gri demirin tipik bir özelliği bir mikro kesit incelendiğinde gri demirin birçok özelliğini veren grafitin levhasal şekilde olmasıdır. %2.4-3.8 C içeren ötektik altı dökme demirler çok geniş kullanım alanı bulurlar. Karbon içeriği arttıkça daha çok grafit oluşur ve dökme demirin mekanik özelliklerini düşürür. Bu yüzden karbon miktarı genellikle % 3.8'i aşmaz. Aynı zamanda iyi döküm özellikleri sağlamak için (uygun dökülebilirlik veya akıcılık) karbon miktarının en azından %2.4 C olması gerekir.

Gri dökme demir içeriğinde genellikle %1.2 ile 3.5 arasında bulunan silisyum yapı ve dolayısıyla özellikler üzerinde büyük bir etkiye sahiptir. Bu yüzden gri dökme demirde yapı oluşumu Fe-C denge diyagramından ziyade Fe-C-Si üçlü denge diyagramına dayanır. Sabit silisyum içeren (%2.0) Fe-C-Si denge diyagramının bir kesiti Şekil 8.1'de verilmektedir. Kararlı Fe-C denge diyagramının tersine (*bknz* Şekil 7.6) perlitik reaksiyon ($L + \delta-\text{ferrit} \rightarrow \gamma$), ve ötektik ($L \rightarrow \gamma + G$) ve ötektoid ($\gamma \rightarrow F + G$) dönüşümleri Fe-C-Si sisteminde sabit bir sıcaklıktan ziyade belirli bir sıcaklık aralığında ilerler (burada



Şekil 8.1: Sabit silisyum içerikli (%2 Si) Fe-C-Si üçlü denge diyagramının bir kesiti, L−Sıvı; G−Grafit.

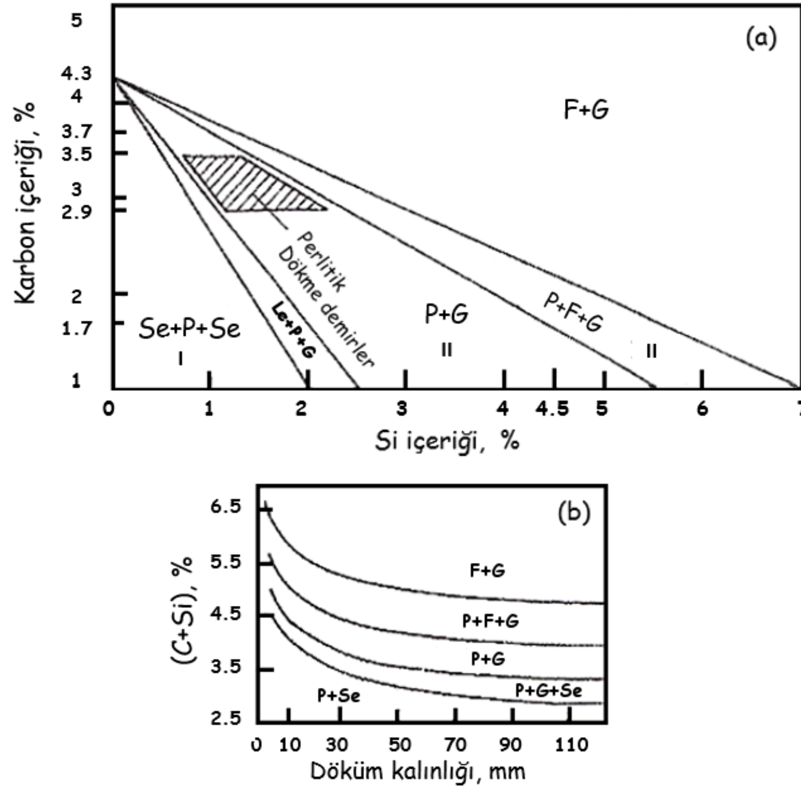
daha önce de olduğu gibi sıvı alaşım L, ostenit γ, grafit G ve ferrit F ile gösterilmiştir). Bu faz kuralına göre üçlü-faz dengesinin ($F = 3 + 1 - 3 = 1$) üçlü alaşımın belirli bir sıcaklık aralığında mevcudiyeti nedeniyledir.

Ötektik dönüşümü Fe-C alaşımlarında olduğu gibi sıvı fazdan aynı anda ostenit (γ) ve grafitin (G) ayrılmasıyla ilerler. Ostenit ve grafitin sıvı alaşım ile dengede olduğu sıcaklık mesafesi silisyum içeriğine bağlıdır. Silisyum içeriği arttıkça ötektik sıcaklık aralığı genişler. Ötektoid sıcaklık aralığında ostenit, ferrit ve grafit dengededir. Tamamen soğutulmuş alaşımlar silisyum ferrit ve grafitten oluşur.

Silisyum içeriğindeki artış, ötektoid sıcaklığını daha yüksek sıcaklık bölgelerine kaydırır. Silisyum karbonun γ-demiri içindeki çözünürlüğünü düşürerek ostenit bölgesini daraltır ve S ve E noktalarını düşük karbon içeriğinin olduğu sol tarafa kaydırır. Silisyum, alaşımın dökme demir içindeki toplam karbon içeriğinin ötektikteki içeriğine oranı olan *ötektiklik derecesini* değiştirir. Her silisyum yüzdesi ötektiğin karbon içeriğini %0.3 kadar azaltır (C noktası sola kaydırılır); yani, ötektiklik derecesini değiştirir. Ötektiklik derecesinin bir ($= 1$) olduğu durum silisyum içermeyen dökme demir için %4.3 C'a ve %4 Si içeren dökme demir için %3.1 C'a denk gelir. Dökme demire ilave edilen silisyum nedeniyle ötektiklik derecesindeki değişim grafit miktarında bir artışa yol açar.

Dökme demirin gerçek şartlar altında soğuması denge koşullarından temelli sapmalara yol açar. Bu yüzden gerçek endüstriyel uygulamalarda elde edilen katılaşma prosesi, fazlar ve yapıları ilgilendiren fikirlerimizi sadece denge diyagramı üstüne dayandırmak mümkün değildir. Dökme demirlerin döküm yapısı esasen bileşime (C ve Si içeriği) ve kristalleşme hızına bağlıdır.

Silisyum grafitleşmeyi özendirir. Soğutma hızı düşürülürken silisyum aynı etkiyi gösterir. Bir taraftan dökme demirdeki karbon ve silisyum içeriği diğer taraftan da soğutma hızı değiştirilerek dökme demir içinde değişik metalik matris yapıları elde



Şekil 8.2: Dökme demirlerin yapısal diyagramları, (a) karbon ve silisyumun dökme demirin yapısı üstüne etkileri; (b) soğutma hızı (döküm kalınlığı) ve toplam C+Si'nin yapı üstüne etkileri; I−beyaz dökme demirler; II ve F+G bölgesi−gri dökme demirler; F−ferrit; G−grafit; P−perlit; Le−Ledebürit; Se−sementit.

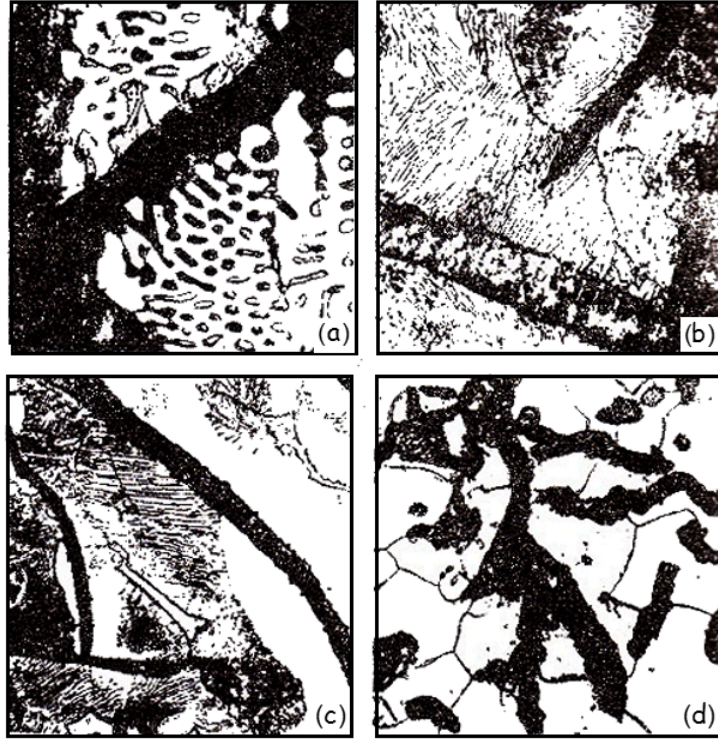
edilebilir. 50 mm kalınlığında bir dökümden elden elde edilen dökme demirler için bir yapısal diyagram silisyum ve karbon içeriklerine bağlı olarak Şekil 8.2a'da verilmektedir. Belirli bir karbon içeriği için, silisyum miktarı arttıkça grafitleşme işlemi daha çok tamamlanır. Dökme demir içindeki karbon arttıkça istenilen yapıyı elde etmek için gerekli silisyum miktarı azalacaktır.

Sementit içinde bileşik durumdaki karbon miktarına bağlı olarak şu ayırımlar yapılır:

1. *Beyaz*, veya *çilli, dökme demir*in karbonunun tamamı sementit Fe_3C şeklindedir. Bu tür bir dökme demirin yapısı (*bknz* Şekil 7.5a) perlit, ledebürit ve sementitten oluşur ve bileşimi Şekil 8.2a'da gösterilmektedir.

2. *Benekli dökme demirde* karbonun çoğu (%0.8 den fazla) Fe_3C şeklindedir. Bu türün yapısı (Şekil 8.3a) perlit ve levhasal grafitten[1] oluşur ve bileşimi Şekil 8.2a'da verilmektedir.

[1] Grafit oldukça karmaşık şekillerde kristalleşir; fakat mikrokesit düzlemi ile kesişimlerinde yapısı levhasaldır.



Şekil 8.3: Gri dökme demirin mikro yapısı, (a) benekli dökme demir (grafit + perlit + Ledebürit); (b) perlitik dökme demir; (c) ferritik perlitik dökme demir; (d) ferritik dökme demir. $\times 500$

3. *Perlitik gri dökme demir*in yapısı (Şekil 8.3b) perlit ve levhalı grafitten oluşur. Dökme demirde %0.7 ile 0.8 C perlit içinde Fe_3C şeklinde bulunur. Bileşimi Şekil 8.2a'da verilmiştir.

4. *Ferritik-perlitik gri dökme demir*in yapısı (Şekil 8.3c) perlit, ferrit ve levhalı grafitten oluşur. Ötektoid sementitin parçalanma derecesine bağlı olarak 0.7 den %0.1 C'a kadarı birleşik durumdadır. Bileşimi Şekil 8.2a'da verilmektedir.

5. *Ferritik gri dökme demir*in yapısı (Şekil 8.3d) ferrit ve levhalı grafitten oluşur. Bileşimi Şekil 8.2a'da verilmektedir. Burada karbonun tümü grafit şeklindedir.

Dökme demir verilen bir silisyum ve karbon içeriği için ne kadar yavaş soğutulursa grafitleşme prosesi de o kadar tamamlanmış olacaktır. Soğuma hızı üretim şartlarında dökümün kesit kalınlığı cinsinden tanımlamak daha uygundur. Kesit kalınlığı inceldikçe, soğutma hızı daha yüksek ve grafitleşme prosesi daha az tamamlanmış olur (*bknz* Şekil 8.2b).

Bu nedenle silisyum içeriği daha hızlı soğuyan küçük kesitli bir döküm için veya düşük karbon içerikli bir dökme demir için artırılmalıdır. Soğumanın yavaş olduğu kalın

duvarlı ağır dökümlerde grafitleşme tam olup, daha az silisyum gereklidir.

Dökme demirlerde manganez miktarı %1.25 ile 1.4'ü aşmamalıdır. Manganez grafitleşmeyi engeller; yani, grafit çökelmesini zorlaştırır ve dökme demirin çillenme eğilimini artırır (yani, özellikle yüzey tabakalarında beyaz veya benekli dökme demir yapısı oluşması eğilimi).

Kükürt, grafitleşmeyi şiddetle geciktiren ve grafit levhalarının boyutunu artıran elementlerdendir. Kükürt dökme demirin döküm ve mekanik özelliklerini bozan zararlı bir empüritedir. Bu nedenle içeriği %0.1 ile 0.12 ile sınırlıdır. Gri dökme demirde sülfürler (FeS veya MnS) veya onların katı çözeltilerini (Fe,Mn)S[2] oluşturur.

Gri dökme demirin fosfor içeriği genellikle %0.2 olup, bazen %0.4 veya 0.5 P'a kadar müsamaha edilir. Fosforun grafitleşmeye etkisi yoktur. Artan fosfor içeriğinde dökme demirin yapısında sert fosfür ötektiğinin inklüzyonları oluşur: gri dökme demirde ikili Fe_3P-ostenit ötektiği ve beyaz dökme demirde üçlü Fe_3C-Fe_3P-ostenit ötektiği. Ötektiğin oluşması döküm özelliklerini iyileştirir (akıcılığı artırır); ancak dökümün gevrekliğini de artırır.

Dökme demirin mekanik özellikleri özellikle grafit inklüzyonlarına bağlı olarak belirlenebilir. Dökme demir metalik matrisin yapısını zayıflatan dahili çentikler olarak davranan grafitin nüfuz ettiği çelik olarak düşünülebilir. Böylece mekanik özellikler grafit inklüzyonlarının dağılımı, boyutu ve miktarına bağlıdır. Grafit inklüzyonları ne kadar az ise, boyutları o kadar küçük ve birbirlerinden o kadar yalıtılırlar ve dökme demirin mukavemeti de artar. Dökme demirin çok miktarda ve uzun grafit inklüzyonları içeren, metal matrisini bölen, iri taneli bir kırığı ve düşük mekanik özellikleri vardır. Karmaşık kıvrımlı şekillerde küçük grafit inklüzyonlu dökme demirin daha yüksek mekanik özellikleri vardır.

Grafit levhalar kopma direncini, çekme mukavemetini ve özellikle dökme demirin sünekliğini düşürür. Metalik matrisin özellikleri ne olursa olsun gri dökme demirin yüzde uzaması sıfırdır (%0.5'in üstünde değildir). Bununla beraber inklüzyonlar, herhangi belirli bir dereceye kadar, basma mukavemetini ve sertliğini düşürmez. Bu değerler esasen metalik matrisin özelliklerine bağlıdır. Dökme demir basma ile önemli derecede deformasyona uğrar ve kayma açısı 45° iken kırılma olur. Dökme demirin kalitesi ve yapısına bağlı olarak, basma ile oluşan kırılma yükü çekme yükünden 3 ile 5 kat daha fazladır. Bu nedenle dökme demir basmaya maruz kalan parçalarda kullanımı tavsiye edilir.

Grafit levhalar dökme demirin eğmeye karşı mukavemetini azaltır; fakat çekmede olduğundan daha az etkisi vardır; çünkü bileşenin bir parçası basma gerilimlerine maruzdur. Eğme mukavemeti çekme ile basma mukavemetlerinin arasında bir değerdedir. Dökme demir 143-255 BSN'lik bir sertliğe sahiptir.

Grafit, metalik matrisin sürekliliğini bozarak dökme demiri her tür gerilim yükselticilerine (yüzey hataları, çentikler vs) duyarsız hale getirir. Bundan sonra gri dökme demir yaklaşık olarak basit bir şeklin dökümünde veya çentikli karmaşık şeklin dökümünde

[2]Beyaz dökme demirde Fe-FeS ötektik ve Fe_3C içinde kükürt çözeltisi oluşumu mümkündür.

var olan bir düzgün yüzey veya bir kabaca işlenmiş yüzey ile aynı yapısal mukavemete sahiptir. Grafit, aşınma direncini ve dökme demirin doğasında var olan "yağlama" etkisi nedeniyle anti-sürtünme özelliklerini artırır.

Gri dökme demirin metalik matrisi perlitik yapıda olduğu zaman maksimum mukavemete ve aşınma direncine sahiptir (Şekil 8.3b). Yapıdaki ferritin varlığı mukavemet, aşınma direnci, sünekliği ve tokluğu artırmaksızın azaltır. Gri dökme demirler özelliklerine ve uygulamalarına göre aşağıdaki guruplara sınıflandırılabilir.

Ferritik ve *ferritik-perlitik dökme demirler*in 12 ile 18 kgf/mm^2'lik bir çekme ve 28 ile 36 kgf/mm^2'lik bir eğme mukavemeti vardır. Yaklaşık bileşimleri %3.1-3.6 C, %1.8-2.7 Si, %0.5-0.8 Mn, % 0.3-0.65 P ve %0.12-0.15 S (kimyasal bileşim dökümün kesit kalınlığına uygun olması için değişiklik gösterebilir). Bu yapılar perlit, ferrit ve iri veya orta taneli grafit inklüzyonlarından oluşur. Bu dökme demirler (operasyonlarda düşük yüklere maruz) daha az kritik parçalarda kullanılır.

Perlitik dökme demir, yataklar, güçlü takım tezgahları ve mekanizmaları, pistonlar, silindirler, yüksek basıçta aşınmaya maruz kalan parçaların (kompresör, türbin muhafazası ve bağlama elemanları, dizel moturu silindirleri, motor silindir blokları, metalurjik cihaz parçaları, vs) esasını oluşturur. Bu gurubun yapısı ufak kıvrımlı grafit inklüzyonları ile hat lamelli perlitten (sorbit) oluşur. Çeliğimsi ve aşılanmış dökme demirler perlitik tiptendir.

Çeliğimsi Dökme Demirler: Dökme demirlerin ergitilmesinde şarja %20 ile 30 arasında hurda ilave edilir. Daha az grafit inklüzyonlu daha çok dağılmış perlitik matris elde edilmesi için daha düşük karbon içeriğine sahiptir. Yaklaşık bileşimi %2.9-3.3 C, %1.1-1.8 Si, %0.6-1.2 Mn, %0.3-0.65 P ve %0.12'yi aşmayan miktarlarda kükürttür. Silisyum içeriği çillenmeyi önleyecek yeterlilikte olmalıdır.

Aşılanmış dökme demirler, sıvı dökme demir kalıplara dökmeden hemen önce *aşılayıcılar* (%75 Si'lu ferrosilisyum, %0.3-0.8 miktarlarında kalsiyum-silisyum, vs) adı verilen özel kepçe ilaveleri ile elde edilir. Aşılama (inokülasyon) sadece çok az miktarda orta boyutlu grafit levhalarının bir perlitik matris içinde dağılımı ile değişik kesit kalınlıkları elde etmede kullanılır. Bu proses belirli bir bileşimde dökme demir kullanıldığında ve aşılamadan önce 1400°C'a aşırı ısıtıldığında çok etkilidir. Aşırı ısıtma, grafit levhalarının boyutunu azaltır ve daha yoğun dökümler elde edilmesini sağlar.

Aşılama, nisbeten düşük miktarda silisyum ve artan miktarda manganez içeren düşük karbonlu dökme demire uygulanır; aksi takdirde aşılayıcısız benekli dökme demir yapısı kazanacaktır; yani, ledebürit, perlit ve grafit. Dökme demirin yaklaşık bileşimi %2.8-3.3 C, %1.1-1.5 Si, %0.8-1.2 Mn, ve %0.3 P ile %0.12 S'de bu sınırları aşmayan miktarlardadır.

Demir dökümler 500 ile 570°C sıcaklıklarda döküm gerilimlerini gidermek ve boyutlarını dengelemek için tavlanır. Tavlama sıcaklığında tutma süresi, dökümün boyutu ve şekline bağlı olarak 3 ile 10 saat arasında değişir. Tavlama sonrası soğuma fırında yapılmalıdır. Bu işlemden sonra mekanik özellikler çok az değişir ve iç gerilimler %80-90

oranında azaltılır. Bazen doğal yaşlanma prosesi demir dökümlerdeki gerilimleri giderir. Bu işlem dökümlerin dökümhane deposunda 6 ile 10 ay arasında tutulmasıyla sağlanır.

Anti-sürtünmeli dökme demirler kovanlı yataklar, kovanlar ve bazı metaller ile sürtünme şartları altında çalışan parçalarda genellikle bir yağlayıcı olarak kullanılır. Bu dökme demirler çok az sürtünme ile çalışır; diğer bir deyişle düşük sürtünme katsayıları vardır. Anti-sürtünme özellikleri, matristeki ferrit ve perlit oranları ve ayrıca miktarları ve grafitin şekli ile saptanır. Bu sınıftan dökme demirlere ait bir örnek bileşimi şöyle verilmektedir: %3.2-3.6 C, %1.6-2.4 Si, %0.6-0.9 Mn.

Şertleştirilmiş veya normalize şaftlı yataklar ve tabakaları gibi eşleşen parçalar yukarıda bileşimi verilen dökme demirden yapılır ve %85 veya daha fazla perlit içerir. Eğer çelik şaft ısıl-işlem görmemiş ise, yatak metalik matrisi en az %60 perlit içeren ferritik-perlitik dökme demirden yapılır.

Artan miktarda fosfor içeren perlitik dökme demir (%0.3 ile 0.5) piston halkaları yapımında kullanılır. Halkaların yüksek aşınma direnci ince perlit ve bir düzenli olarak dağılmış, izole edilmiş levhasal grafit inklüzyonlu fosfit ötektik ile sağlanır.

Beyaz ve Çilli Dökme Demir: Beyaz dökme demir, sementit varlığı nedeniyle son derece serttir; kırılgandır ve pratik olarak makinada işlenemez. Bu yüzden çok sınırlı uygulaması vardır. Merkezinin yapısı gri dökme demir iken yüzey tabakalarının bir beyaz-demir (veya benekli demir) yapısına sahip olan demir dökümlere çilli denir. Bu bölgeler arasında bir geçiş bölgesi olabilir. Belirli bir derinliğe (12 ile 30 mm) kadar çillenme, yüzeyin hızlı soğuması ile elde edilir. Bu durumda dökme demirin metal kalıplara[3] veya hafif nemli kum kalıplara dökülmesinin bir sonucu olabilir.

Dökümün yüzeydeki yüksek sertliği (400-500 BSN) aşınmaya karşı iyi bir direnç sağlar. Bu nedenle çilli dökme demir levha haddeleme silindirlerinin, tekerleklerinin, bilyaların vs yapımında kullanılır. Böyle bir parça çillenmeye eğilimi düşük silisyum içerikli dökme demir kullanılır. Yaklaşık bileşimi %2.8-3.6 C, %0.5-0.8 Si ve %0.4-0.6 Mn'dir.

Kesit alan boyunca, değişken soğuma hızları ve dökümde elde edilen farklı yapılar nedeniyle, çatlak oluşumuna yol açabilen yüksek dereceli iç gerilimler gelişir. Bu gerilimler dökümü 500-550°C'a ısıtmayı içeren bir ısıl işlem ile giderilir.

8.2 YÜKSEK MUKAVEMETLİ NODÜLER (SFERO) DÖKME DEMİR

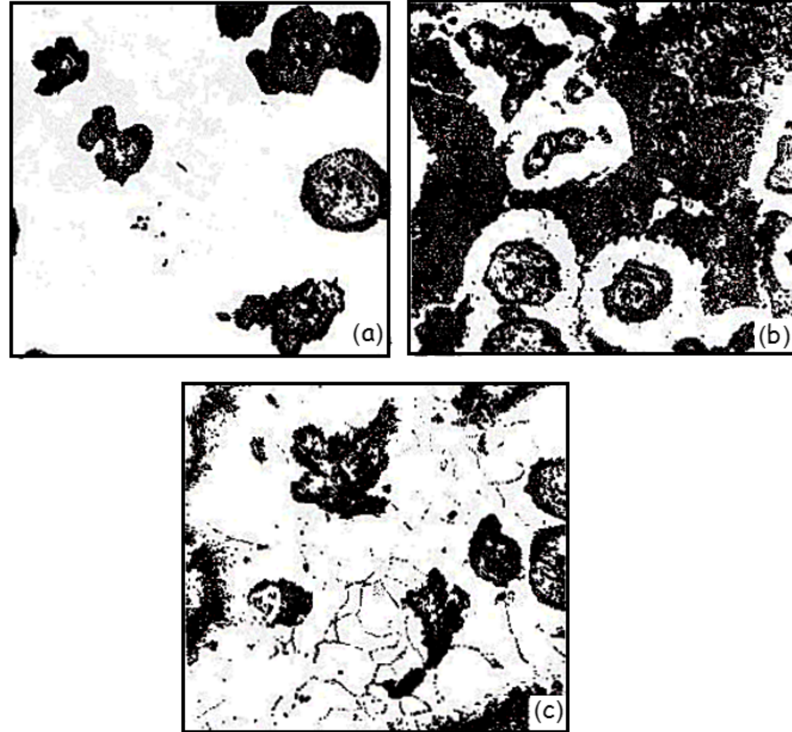
Yüksek mukavemetli dökme demir bazı alkali veya toprak-alkali metallerinin sıvı metale az miktarda ilavesiyle elde edilir. Çoğu durumda bu ilave % 0.03-0.07 Mg'dan oluşur. Yüksek mukavemetli dökme demir diğer bileşenlere göre adi gri demirden farklı değildir. Magnezyum dökme demirin katılaşması işleminde grafitin levhalar yerine küresel nodüller olarak çökelmesine sebep olur (Şekil 8.4). Belirli bir hacimde minimum yüzeye

[3] Çilli yüzey tabakaları elde etmede kullanıldığında gerekli güvenlik önlemleri alınmalıdır.

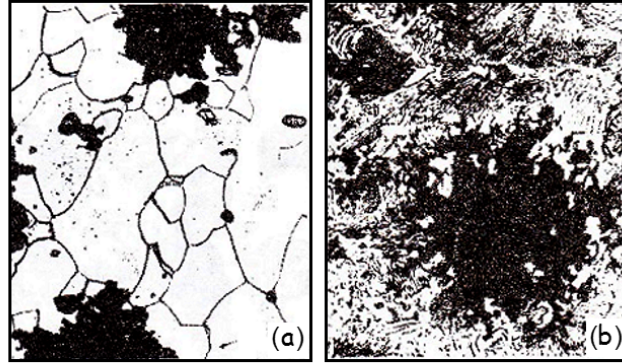
sahip nodüler grafit metalik matrisi levhalı graffitten daha az derecede zayıflatır. Levhalı grafitin tersine nodüler grafit parçacıkları gerilim yükselticiler olarak davranmaz. Bu dökme demirlerin geleneksel çeşitlerinden daha yüksek (karbon çeliğininki kadar yüksek) mekanik özellikleri vardır; aynı zamanda dökme demirin iyi döküm özellikleri ve yüksek işlenebilirliği, titreşimleri sönümleme kapasitesi gibi arzu edilen özelliklerini de korur. Genel bileşimleri %3.3 C'ten az, % 2.2-2.5 Si, %0.5-0.8 Mn ve %0.14 S'ten az ve %0.2 P'dir.

Yüksek mukavemetli dökme demirler endüstrinin birçok dallarında geniş olarak kullanılır. Otomobil ve dizel motoru üretiminde krank şaftları, silindir kafaları ve diğer parçaların yapımında, ağır iş mühendisliğinde haddeleme tesislerinin birçok parçası için ve şekil verme ve presleme cihazlarında, kimya ve yağ endüstrilerinde pompa muhafazası için, valfler vs de kullanılır.

Yüksek mukavemetli dökme demirler ayrıca takım tezgahlarının parçaları için ve şekil verme ve pres cihazları gibi artan sürtünme ve yüksek basınç ortamlarında da kullanılır.



Şekil 8.4: Yüksek mukavemetli sfero dökme demirin mikroyapıları, (a) dağlanmamış mikro kesit yapı; (b) perlitik dökme demir; (c) ferritik dökme demir. $\times 250$



Şekil 8.5: Temper dökme demirin mikroyapıları, (a) ferritik dökme demir; (b) perlitik dökme demir. $\times 500$

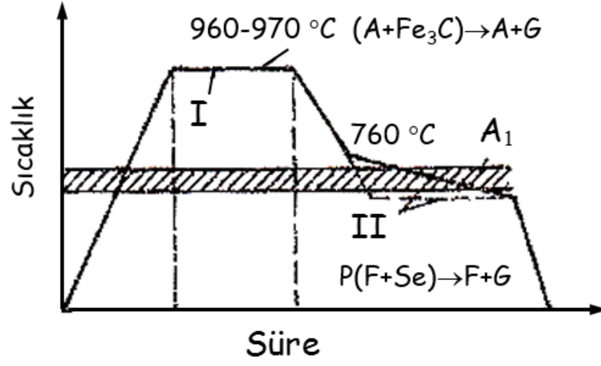
8.3 TEMPER DÖKME DEMİR

Temper dökme demir beyaz-demir dökümlerin yüksek sıcaklıklarda (tavlama) uzun süre ısıtılmasıyla elde edilir. Bu durum küresel grafit nodüllerinin oluşumuna yol açar (Şekil 8.5). Levhalara kıyasla *temper karbonu* denen bu nodüller dökme demirin metalik matrisinin mukavemetini ve sünekliğini çok az düşürür. Temper dökme demirin metalik matrisi genellikle ferrit (Şekil 8.5a) veya daha nadiren perlit (Şekil 8.5b) içerir. Ferritik temper demirin sünekliği daha yüksektir ve mühendislik endüstrilerinde uygulanır.

Beyaz demirin kimyasal bileşimi genellikle %2.5-3.0 C, %0.7-1.5 Si, %0.3-1.0 Mn ve maksimum %0.12 S ve %0.18 P sınırları arasında (istenen matris yapısına bağlı olarak) seçilir. Bu dökme demirler düşük karbon ve silisyum içeriğine sahiptir. Düşük karbon içeriği sünekliği artırır; çünkü bu tavlamada ayrışan grafit miktarını düşürür. Daha düşük silisyum içeriği soğuma ile levhalı grafitin yapıda çökelmesini önler.

Dökümün kesit alanlarının kalınlığı 40–50 mm'yi aşmamalıdır. Daha büyük dökümlerde levhalı grafit merkezde çökelir ve dökme demir temperleme için uygun olmaz.

Ferritik temper dökme demir elde etmek için temperleştirme prosedürü Şekil 8.6'da verilmektedir. Tavlama işlemi iki aşamada yapılır. Önce dökümler (genellikle kum ile kaplı paket halinde) 950-970°C'ta tutulur. Bu, grafitleşmenin, yani ledebrütteki sementitin parçalanmasının ve ostenit ve grafit arasında kararlı dengenin kurulmasının ilk aşamasıdır. Sementit parçalanmasının sonucu olarak yuvarlak grafit nodülleri (temper karbon) oluşur. Sonra dökümler, ötektoid dönüşüm aralığı içinde bir sıcaklığa soğutulur. Soğutmayla ikincil sementit ostenitten ayrışır ve parçalanarak grafit inklüzyonlarının büyümesini sağlar. Ötektoid sıcaklık aralığına ulaşıldığında soğutma hızı aniden düşürülür veya dökümler bu aralığın nisbeten altındaki bir sıcaklıkta uzunca bir süre tutulur (*bknz* Şekil 8.6). Bu grafitleşmenin ikinci aşamasıdır: bir ferrit-grafit yapısının oluşumu ile ostenit parçalanması veya ferrit ve grafit oluşumu ile perlit içinde varolan sementitin parçalanması (ötektoid sıcaklığının altında tutulmasıyla). Grafitleştirmenin i-



Şekil 8.6: Temper dökme demir elde etmek için yapılan işlemin sıcaklık-zaman diyagramı, I ve II−grafitleşme aşamaları; A−ostenit; G−grafit; A+Fe_3C−ledebürit; P−perlit; F−ferrit; Se−sementit.

kinci aşaması sonunda dökme demirin yapısı ferrit ve yuvarlak grafit nodüllerinden oluşur. Fazla miktarda grafit mevcudiyeti nedeniyle ferritik temper demirin kırığının kadifemsi (yumuşak) siyah görünüşü vardır. Eğer dökümler ötektoid sıcaklığının altında tutulmaz veya soğutma hızı bu aralıkta artırılırsa, parlak kırığı olan perlitik temper dökme demir (perlit+grafit) elde edilir.

Temperleme için gerekli süreyi azaltmada değişik metotlar kullanılır. Bunlar aluminyum ile aşılayarak (daha az sıklıkla B, Bi vb), dökme sıcaklığını yükselterek, temperleme sıcaklığına ısıtma işleminde 350-400°C'de dökümleri yaşlandırma, grafitleşmenin ilk aşamasının sıcaklığının yükseltilmesini (maksimum 1080°C) içerir veya temperleme bir koruyucu atmoslerde yapılır. Eğer bu tedbirlerden biri uygulanırsa, temperleme 24 ile 60 saat tutar.

Bölüm 9

DEMİR ALAŞIMLARINDA FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

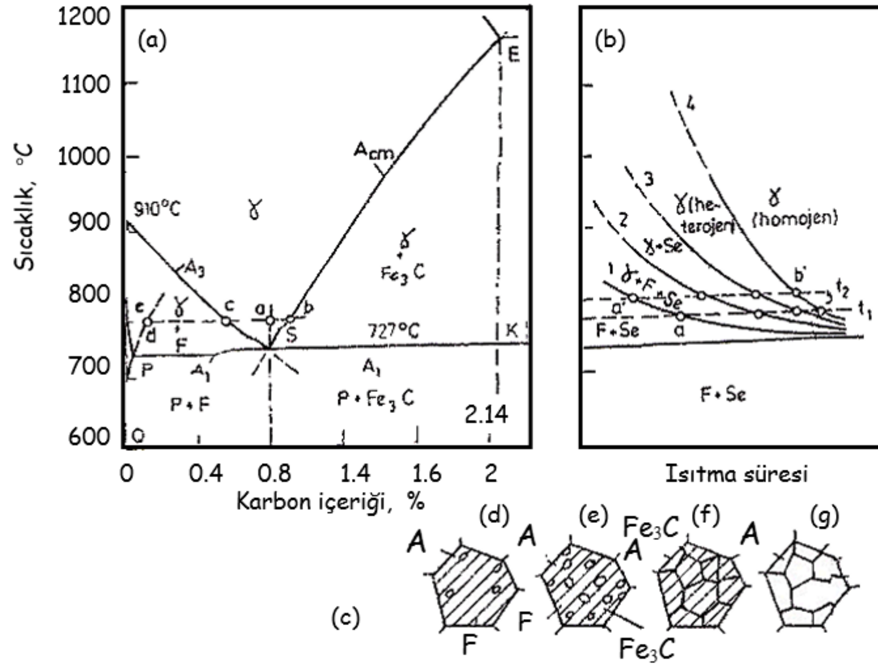
9.1 ISITILAN ÇELİKTE FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

Bir çok ısıl işlem türünde çelik ostenitin mevcut olacağı bölgeye karşılık gelen sıcaklığa kadar ısıtılır. Bu işleme *ostenitleme prosesi* adı verilir. Isıtmada ostenit oluşumu bir difüzyon prosesi olup kristalleşme teorisinin temel prensiplerine bağlıdır.

Bir ferrit-sementit karışımının (perlit) ostenite dönüşümü için bir ötektoid çelik (%0.8 C) ele alalım. Çelik Ac_1 sıcaklığına ısıtıldığında, PQ maksimum çözünürlük hattına göre (Şekil 9.1a), ferrit içinde bir miktar sementit erir. Sıcaklık Ac_1 üzerine, örneğin t_1'e yükseldiğinde, ferritin belirli bölgelerinde karbon miktarı artar (Şekil 9.1a,d noktası). Ferrit bu kısımlarda kararsız olup, kararlı olduğu belirli bir sıcaklıkta ostenite dönüşür. Şekil 9.1a'dan da açıkça görüldüğü gibi, sıcaklık Ac_1'in (727°C) biraz üzerinde iken ostenit yaklaşık %0.8 C içerir. Ostenit çekirdeklerinin bu karbon içeriğinde oluşumu, ferritteki karbon konsantrasyonunun kararsızlığı (%0.8 C civarında değişmesi) nedeniyle mümkündür. Ostenit çekirdekleri, yaklaşık %0.8 C[1] içeren kritik boyuttaki ferrit bölgelerinin kararsızlık olasılığının arttığı ve çekirdek oluşumu için gereken işi azaltan hataların bulunduğu yerde olan ferrit ve sementit ara yüzeylerinde oluşur.

Ostenit çekirdeklerinin başlıca oluştuğu ferrit-sementit sınırları yok olduktan sonra yeni çekirdekler oluşmaksızın yalnızca ostenit tane büyümesi gözlenir. Oluşmuş ostenit homojen bir karbon içeriğine sahip değildir. Sementit parçacıklarına yakın bölgelerde ostenitin karbon konsantrasyonu (Şekil 9.1a,b noktası), ferrite komşu (Şekil 9.1a, c noktası) bölgede ostenitteki karbon konsantrasyonundan daha yüksektir. Bu konsantrasyon gradyantı nedeniyle ostenitteki karbon atomları, sementitli sınırlardan ferrite komşu böl-

[1] Ostenitin çekirdekleşmesinde atomların düzenindeki kararsızlıkların kesin rol oynadıkları bir gerçektir. Ostenit kafesine sahip kararsız bölgeler ferrit içinde oluşur. Karbürlerin karbonu, bu bölgelerin sementit içeren sınırlarına geçer. Eğer bu kararsızlıklar kritik boyuttan az olmayan boyuttaysa ostenit çekirdekleri oluşabilir.



Şekil 9.1: Isıtma sırasında ferrit-sementit yapısına sahip bir çelikte ısıtma esnasında faz dönüşümü, (a) ısıtmada faz bileşimleri diyagramındaki değişim; (b) izotermal ostenit oluşumu; (c) ısıtmada yapısal değişiklikler; (d)-(g) perlitten ostenit dönüşümünün ardışık safhaları; 1-ostenit oluşumunun başlaması; 2-perlitin ostenite dönüşümünün tamamlanması; 3-karbürlerin erimesinin tamamlanması; 4-osteniti homojenleştirme; O-ostenit; Se-sementit; P-perlit; F-ferrit.

gelere doğru difüze olur. Bu durum, ostenit ve diğer iki faz arasındaki fazlararası yüzeylerin dengesini bozar. Denge, sementitin ostenit içinde daha fazla çözünmesi ve karbon atomları ferrite geçerek ostenite dönüşümünü kolaylaştırır. Sonuç olarak, ostenit bölgelerinin büyümesi, karbonun difüzyonu ve $\alpha \rightarrow \gamma$ allotropik dönüşümü nedeniyle olur.

Bu dönüşümün bir sonucu olarak ostenit bölgelerinin büyümesi, sementitin çözünmesinden daha büyük bir hızla ilerler. Bu yüzden sementitin belirli bir miktarı ferrit ostenite dönüştükten sonra çelik yapısında kalır (Şekil 9.1f) ve bu sementitin ostenitte çözünmesini sağlamak için izotermal bekleme süresi artırılmalıdır. Yukarıda açıklanan dönüşümlerin bir sonucu olarak oluşan ostenit, homojen olmayan bir yapıya sahiptir ve bu yapının homojen hale gelebilmesi için ilave süreye ihtiyaç olacaktır (Şekil 9.1b).

Ferrit-sementit karışımının ostenite dönüşümü çoğunlukla bir izotermal ostenit oluşum diyagramıyla açıklanır. Bu diyagram, ferrit-sementit karışımının çeşitli sıcaklıklarda ostenite dönüşümünün nasıl başlayıp ilerlediğini gösterir. Böyle bir diyagram küçük çelik numunelerin A_1 üzerindeki belirli bir sıcaklığa hızlıca ısıtılıp bekletilmesi ile çizilir. Bu izotermal bekleme işleminde perlit$\rightarrow$ostenit dönüşümünde çeşitli aşamaların başlama ve

bitiş süreleri belirlenir. Bu deneysel veriler daha sonra sıcaklık-zaman ekseni takımında çizilir ve noktalar düz eğrilerle birleştirilerek, Şekil 9.1b'de şematik olarak verilen diyagram elde edilir.

Böylece ötektoid çelikte ostenitin izotermal oluşum diyagramından perlit-ostenit dönüşümü, sıcaklık yükseldikçe önemli oranda hızlanır. Bu, bir yandan difüzyon proseslerinin hızlarının artması ve diğer yandan da ostenit konsantrasyon gradyantında bir artış olması nedeniyle meydana gelir.

Ferrit-sementit yapısının ostenite dönüşüm hızı, ısıtma sıcaklığının yanısıra yapının ilk durumuna da bağlıdır. Ferrit-sementit yapısı inceldikçe daha fazla ostenit çekirdekleri oluşacak ve difüzyon mesafesi kısalacaktır. Bu faktörler ostenitleme işlemini hızlandırır. Sementit öncelikle küreleştirilirse (özellikle büyük nodüllerin oluşumuyla) ostenit oluşumu yavaşlatılır.

Ötektoid altı ve üstü çeliklerin ıstılması sırasında ostenitleme prosesi, serbest ferritin ostenite dönüşümü ve artık sementitin çözünmesi nedeniyle karmaşık hale gelir. Ötektoid altı çeliğin ısıtılmasında ostenit çekirdekleri ferrit tane sınırlarında da açığa çıkabilir. Bu durumda ferrit içinde karbon, sementitli ara faz sınırından ostenit sınırına[2] doğru yayınır (difüze olur); çünkü ferrit içinde d ve e noktalarınca (Şekil 9.1a) belirlenmiş bir konsantrasyon gradyantı mevcut olacaktır. Bu durum sementitin ferritte çözünmesi ve daha sonra da ostenite dönüşmesinde önemli rol oynar.

Çelikte ne kadar fazla karbon bulunursa, ostenitlemenin ilerleme hızı o kadar artacaktır. Bu durum sementitin artması ve neticede ferrit ve sementit arasındaki toplam arayüzeyde artış olması nedeniyle meydana gelir.

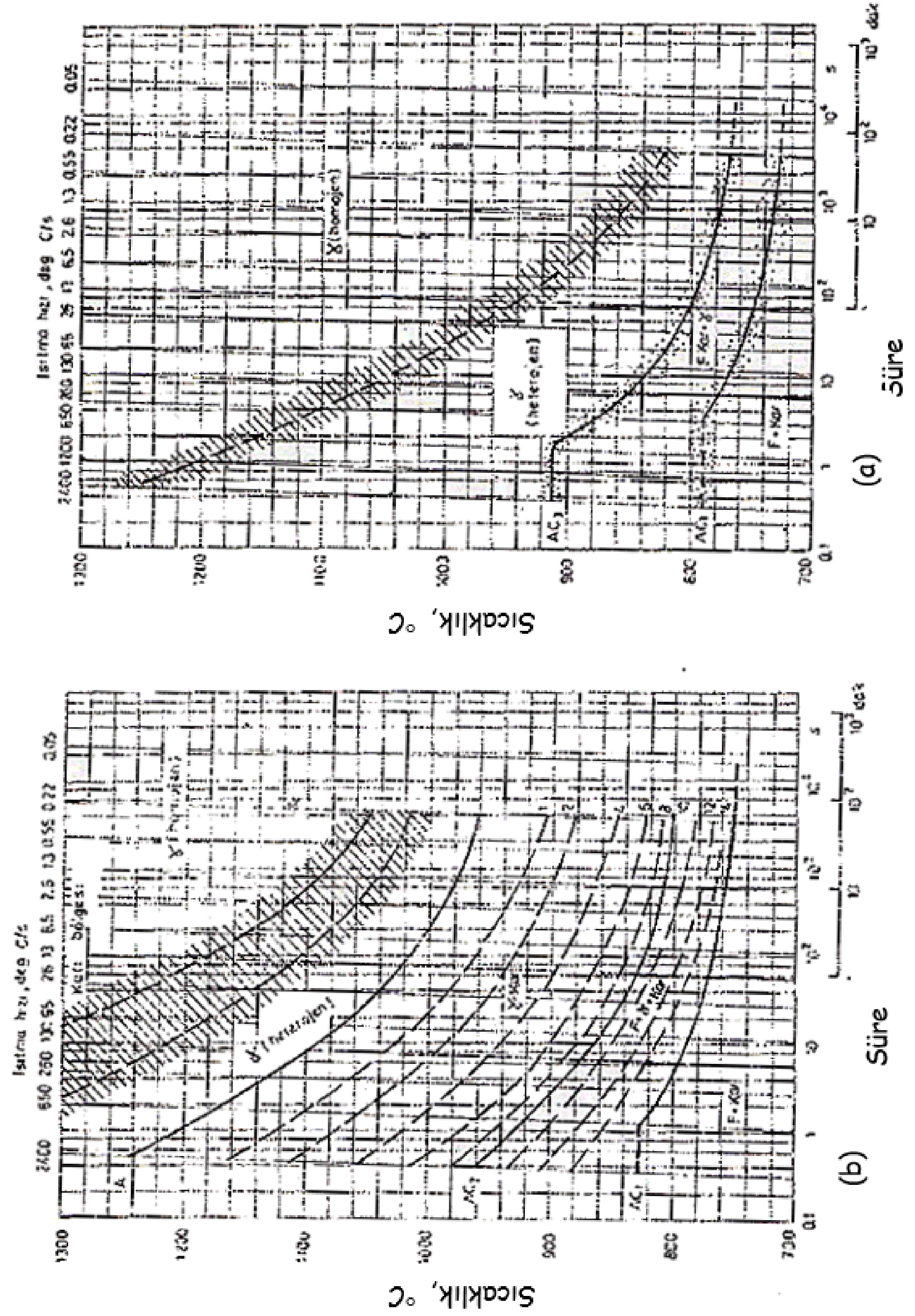
Cr, Mo, W, V veya diğer karbür yapıcı elementlerin çeliğe ilave edilmesi, ostenitlemeyi geciktirir; çünkü alaşımlı sementitin oluşumu veya alaşım elementlerinin yaptıkları karbürlerin ostenitte çözünmesi daha zordur. Bu durumda, ostenitin homojenleşmesi için nisbeten daha uzun süre gerekir. Alaşım elementleri, ferrit ve karbürler arasında üniform olarak dağılmazlar. Sonuç olarak alaşım elementi içeriği ostenitin her yerinde aynı değildir.

Alaşım elementlerinin ostenitte homojen dağılımı daha uzun süre alır; çünkü γ-fazı kafesinde alaşım elementlerinin difüzyon kabiliyeti karbonunkinden çok daha azdır. Çelik, sürekli olarak ısıtılınca belirli bir sıcaklık aralığında perlitin ostenite dönüşümü gerçekleşir. Isıtma hızı ne kadar fazlaysa, ferrit-sementit yapısının (perlit) ostenite dönüşüm sıcaklığı o kadar artar ve bu dönüşümün oluştuğu sıcaklık aralığı o derece genişler. Bu durum Şekil 9.2'de açıklanmaktadır.

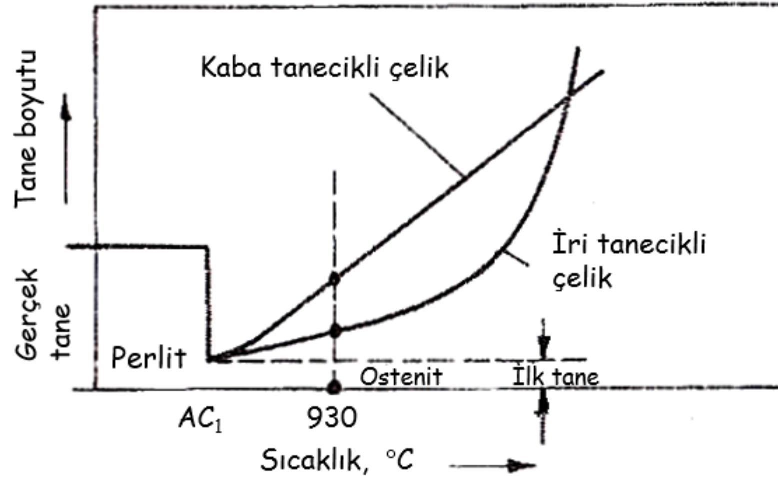
9.2 ISITMADA OSTENİT TANE BÜYÜMESİ

Daha önceden bahsedildiği gibi, çeliği A_1'in üzerinde bir sıcaklığa ısıtmayla, ferrit ve karbürler arasındaki ara yüzeylerde ostenit çekirdekleri oluşur. Böyle bir ısıtmada, çekir-

[2]Difüzyon, α-fazı (ferrit) içinde γ-fazı (ostenit) içindekinden daha hızlı ilerler.



Şekil 9.2: Ferrit-karbür (perlit) yapısının ostenite dönüşümünün termokinetik (süre-sıcaklık-ısıtma hızı) diyagramları, (a) ötektoid altı çelik (%0.45 C); (b) ötektoid üstü çelik (%1.0 ve %1.5 Cr). Şekillerdeki eğriler belirli ısıtma şartlarında ostenit içindeki çözünmemiş karbür miktarını (%) göstermektedir; O-ostenit; F-ferrit; Kar-karbür.



Şekil 9.3: Kendiliğinden ince ve iri taneli ötektoid çeliklerde ostenit tane büyümesinin şematik diyagramı.

deklerin sayısı daima yeterince fazladır ve ostenitin başlangıç ostenit taneleri küçüktür. Böyle düşük ısıtma sıcaklıklarında, tane boyutlarında bir değişim gözlenir: ince taneli bir zemin üzerinde çok iri (kaba) tanelere rastlanır.

Sıcaklık daha da yükseltilir veya belirli sıcaklıkta bekletme süresi uzatılırsa, ortak (kollektif) yeniden kristalleşme oluşur ve tane boyutu artar. Ostenit tane büyümesi, kendiliğinden oluşan bir prosestir ve bu olaya, tanelerin toplam yüzeylerinin azalmasından dolayı, sistemin serbest enerjisinin azalmaya eğilimi olması neden olur. Bazı taneler, boyutları nedeniyle termodinamik olarak daha az kararlı olan küçük tanelerin pahasına büyür. Belirli bir sıcaklığa ısıtmada elde edilen bir tanenin boyutu, bunu takip eden soğutmayla değişmez.

Tane büyümesi eğilimine göre iki tür çelik vardır. Bunlar *kendiliğinden ince taneli* ve *kendiliğinden kaba taneli* çeliklerdir. Çelik yüksek sıcaklıklara (1000-1050°C) ısıtıldığında, ince taneli çeliğin taneleri çok az büyür; hızlı büyüme ısıtma ile oluşur. Kaba taneli çelikte aksine A_1 sıcaklığının hemen üzerine (Şekil 9.3) çıkıldığında yoğun bir şekilde tane büyümesi gözlenir. Tane büyümesinde farklı eğilimler, çeliği ve bileşimini oksitlemede kullanılan metotlarla belirlenir.

Aluminyumla oksijeni giderilmiş çelikler ince taneli olur; çünkü meydana gelen aluminyum nitrür parçacıkları (AlN), ostenit tanelerinin büyümesini önler. Bu parçacıklar çok yüksek sıcaklıklarda çözündüğünde, taneler hızla büyümeye başlar.

İki fazlı bölgelerde, örneğin ötektoid üstü çeliklerde, ostenit tane büyümesi, Ac_1'den A_{cm}'ye kadar olan sıcaklık aralığında erimemiş karbür parçacıklarınca geciktirilir. Ötektoid altı çeliklerde Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları arasındaki bölgede (Şekil 7.2), tane büyümesi üzerine aynı geciktirici etkiyi, ferrit bölgeleri yapmaktadır.

Özellikle karbür yapıcı alaşım elementleri kollektif yeniden kristalleşmeyi yavaşlatıp



Şekil 9.4: (a) Aşırı ısıtılmış, (b) ve yanmış çeliklerin mikro yapıları ($\times 70$).

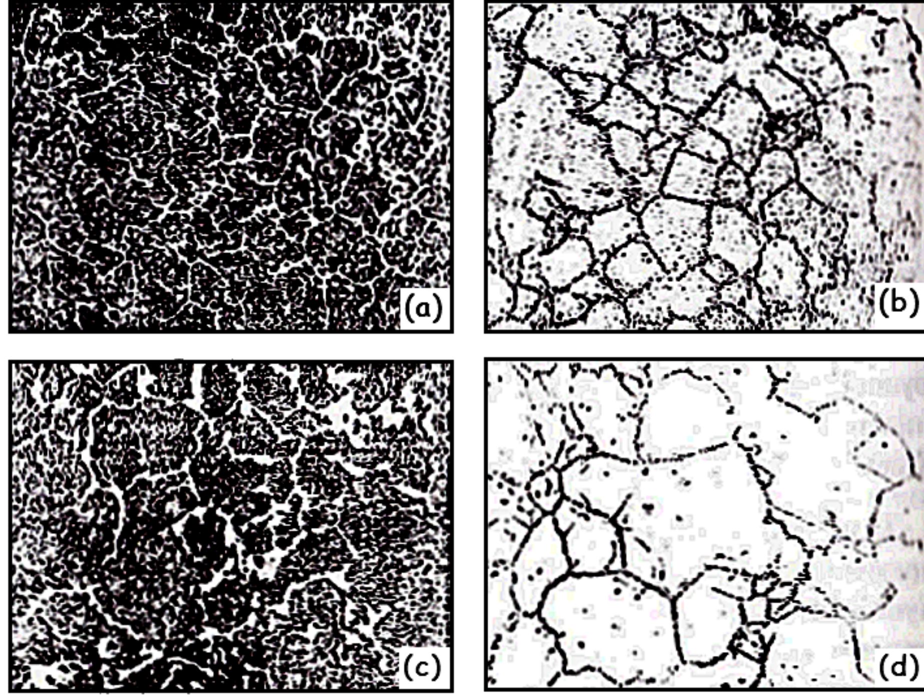
ostenit tane büyümesini de geciktirir. Bu durum tane büyümesine engel oluşturan ve ostenitte düşük çözünürlüğe sahip karbürler oluşturan Ti, V, Zr, Nb, W ve Mo ile en etkin şekilde başarılır. Krom, karbür yapıcı element olmasına rağmen, bu açıdan daha az etkilidir. Mn ve P, ostenitin tane boyutunun büyüme eğilimini artırır.

Kendiliğinden kaba tane veya *kendiliğinden ince taneli* terimlerinin, belirli bir çeliğin daima kaba veya ince taneli bir tane boyutuna sahip olacağı anlamına gelmediği bilinmelidir. Standart durumlarda elde edilen doğal tane (Şekil 9.3) sadece ısıtırken belirli sıcaklıklarda görülür. Kendiliğinden iri taneli çelikler düşük bir sıcaklıkta, kendiliğinden ince taneli çeliğinkinden daha iri taneli bir yapıya sahip olacaktır. Yeterince yüksek bir sıcaklıkta kendiliğinden ince taneli bir çelik, kendiliğinden iri taneli çeliğinkinden bile daha kaba ostenit tane boyutuna sahip olabilir. Bu durum belirli sıcaklıkta mevcut olan *gerçek tane* kavramının ortaya atılmasına neden olmuştur. Ostenitin gerçek tane boyutu, çeliğin ısıtıldığı sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekletme süresi ve verilen çeliğin ısıtma ile tane büyümesine eğilimiyle belirlenir.

Aşırı Isıtma ve Yanma: Ötektoid altı ve ötektoid üstü çeliklerde Ac_3 veya A_{cm}'in yeterince üzerinde uzun bir süre ısıtma; hem bu sıcaklıklarda hem de 20°C'ye soğuttuktan sonra oldukça büyük gerçek tanelerin oluşumuna yol açar. Bu duruma *aşırı ısıtma* denir. Aşırı ısıtılmış çeliğin kırığı iri kristallidir.

Aşırı ıstılmış çelikte ferritin (veya sementit) bir kısmı, çoğunlukla dönüşümün yer değiştirme mekanizması ile oluşturulur. Ferritin (veya sementit) Widmanstätten kristallerinin büyümesi, yüksek sıcaklıklarda, karbonun difüzyon şartlarında ilerlemesine yol açar (Şekil 9.4a). Ötektoid altı çelikte aşırı ısıtmanın etkileri tekrar Ac_3'ün üzerine, ötektoid üstü çelikte ise Ac_1'in üzerine ısıtmayla giderilir.

Aşırı ısıtmaya neden olan sıcaklıktan daha yüksek bir sıcaklığa ısıtılan çelik, üstelik oksitleyici bir ortama maruz kalıyorsa *yanma* meydana gelir. Bu durum tane sınırları boyunca demir oksitlerin oluşumunu da beraberinde getirir (Şekil 9.4b). Yanmış çeliğin kırılması kaya gibi bir kırılma gösterir. Çelikte yanma, giderilmesi mümkün olmayan bir hatadır.



Şekil 9.5: Ostenit tane sınırlarının, (a) karbonlama, (b) oksitleme, (c) ferrit şebekesiyle, (d) vakum odasında ısıtılarak yüksek sıcaklıkta doğrudan gözlenmesi ile açığa çıkarılması $\times 100$.

Tane Boyutunun Çelik Özelliklerine Etkisi: Tane boyutu, statik çekme deneylerinde ($\sigma_{0.2}$, σ_t, δ ve ψ) ve sertlikte önemli bir etkiye sahip değildir. Fakat büyütülmüş tane boyutu, özellikle yüksek bir sertlikte (sertleştirme ve düşük sıcaklıkta temperlemeden sonra) darbe direncini şiddetli bir şekilde düşürür. Tane büyümesi, çatlak ilerlemesi için gereken işi azaltır ve kritik kırılganlık sıcaklığını yükseltir. Taneler ne kadar iri ise, çelikte su verme çatlakları ve ısıtma sırasında çarpılma eğilimleri artar. Bu durum ısıl işlem şartlarının belirlenmesinde hesaba katılmalıdır. Aynı serlikte, tavlanmış veya normalleştirilmiş iri taneli çelik daha kolay işlenebilir; fakat bu pratik önemi olmayan sınırlı bir durumdur.

Tane Sınırlarının Açığa Çıkarılması ve Tane Boyutunun Saptanması: Ostenit tane sınırları çeşitli standartlara göre, örneğin oksitleme ve karbonlama metotlarıyla ferrit ve sementit şebekesiyle ve tane sınırlarının dağlanmasıyla açığa çıkarılır. Karbonlama metodunda, ötektoid altı çelik numunesi 930°C'lik bir sıcaklıkta 8 saat süreyle karbona doyurulur. Bu durum, ötektoid üstü konsantrasyona göre, yüzey bölgesindeki ostenitin karbon içeriğini artırır. Ardından yavaş soğutma uygulanırsa, ostenit tane sınırları boyunca ikincil sementit çökelir. İkincil sementit bir sürekli şebeke oluşturur. Bu şebeke, soğutma sonrası eski ostenit tanelerinin boyutunu saptamada kullanılır (Şekil 9.5a).

Yapı ve takım çeliklerinin tane sınırlarının açığa çıkarılmasında kullanılan diğer metotlarda ısıtma sıcaklığı, sertleşme sıcaklığına eşit veya 20-30 °C daha yüksek olmalıdır. Bekleme süresi 3 saattir. Oksitleme metodu kullanılırsa, numune koruyucu atmosferde ısıtılır. Sıcakta bekletildikten sonra fırına hava girmesine izin verilir. Daha sonra numune suda soğutulur, parlatılır ve etil alkol içinde %15'lik HCl çözeltisiyle dağlanır. Eski ostenit tanelerinin sınırları, mikro kesit üzerinde bir oksit şebekesi olarak görülmektedir (Şekil 9.5b).

Ferrit şebeke metodu, ötektoid altı çelik için kullanılır; sementit şebeke metodu ise ötektoid üstü çelik için kullanılır. Numuneler, belirli bir sıcaklığa ısıtılır ve bir ferrit veya sementit şebekesi oluşturacak bir hızda soğutulur (Şekil 9.5c). Ostenit tane sınırları genellikle sertleştirilip daha sonra 225-550°C arasında temperlenen numunelerde açığa çıkar. Bu numunelerin dağlanması, %0.5-1.0 deterjan içeren pikrik asit çözeltisi ile yapılır. Ostenit tane sınırlarının daha iyi gözlenebilmesi için, ısıtılan bir vakum odacığıyla donatılmış özel bir mikroskop gerekir. Bu düzenek ile yüksek sıcaklıklarda oluşan ostenit taneleri doğrudan gözlenebilir (Şekil 9.5d).

Tane boyutu bir mikroskopta $\times 100$ büyütmeyle belirlenir. Mikro kesitte görülen taneler, Şekil 9.6'da verilen standart tane tipleriyle karşılaştırılarak sınıflandırılır. USSR standartnda, tane boyutları sayılarla belirtilir. Tane boyutu numarası (N) ve mikro kesitteki her milimetre kareye düşen tane sayısı (n) arasında bir ilişki vardır: $n = 2^{N+3}$, 1-5 arası tane boyutuna sahip çelikler kaba tanelidir; 6–15 arası tane numarasına sahip çelikler ise ince taneli olarak bilinir.

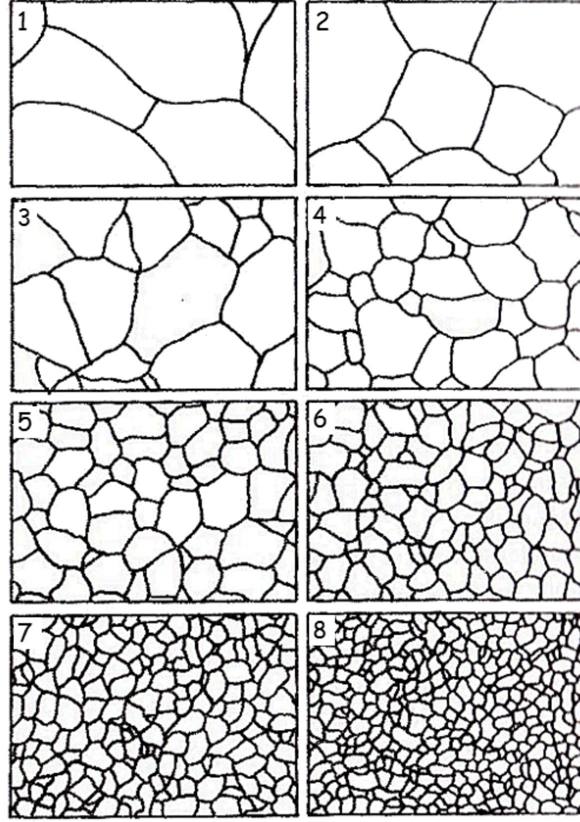
9.3 AŞIRI SOĞUTULMUŞ OSTENİT DÖNÜŞÜMÜNÜN ÖZELLİKLERİ

Eğer çelik, ötektoid altı çeliklerde Ac_3 veya ötektoid üstü çeliklerde A_{cm} üzerindeki bir sıcaklığa çıkartılıp ostenitik bir yapı kazanıldıktan sonra A_1 sıcaklığının altına soğutulursa, ostenit yarı-kararlı bir hal alır ve dönüşüme uğrar.

Aşırı soğutulmuş ostenitin dönüşüm kinetiği en iyi bir şekilde deneysel olarak çizilmiş zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramı veya izotermal (sabit sıcaklık) ostenit dönüşüm diyagramı (çoğunlukla *TTT diyagramları* denir; çünkü bu diyagramlar uygun *süre* ve *sıcaklık* durumlarında ostenitin dönüşümlerini açıklamaktadır) aracılığıyla açıklanır. Bu tür diyagramlar ayrıca şekilleri nedeniyle S-eğrileri veya C-eğrileri olarak da adlandırılır.

Ostenitin izotermal dönüşümünü incelemek için küçük çelik numuneler ostenitin kararlı olduğu sıcaklıklara (yani, kritik noktanın üzerine) ısıtılır ve sonra A_1 altındaki, örneğin 700°C, 600°C, 500°C, 400°C, 300°C vb sıcaklıklara soğutulur (aşırı soğutma) ve bu sıcaklıklarda ostenit tamamen ayrışıncaya kadar bekletilir. Ayrışmanın miktarı mikroskobik, manyetik, dilotometrik vb çeşitli yöntemlerle belirlenir.

Sabit sıcaklıktaki araştırmanın sonuçları, ayrışmanın başlamasından sonra geçen süreye göre ayrışmış ostenitin miktarını belirten bir eğriyle gösterilir. Şekil 9.7a'dan

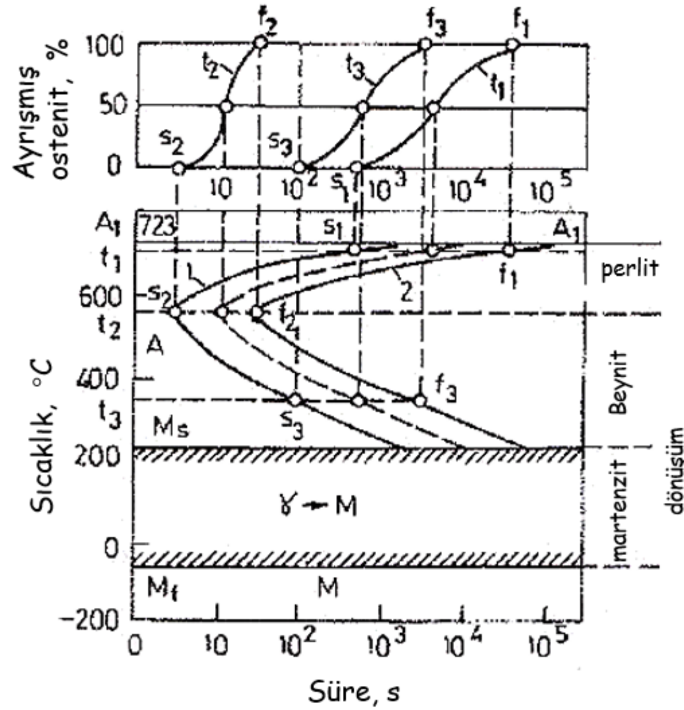


Şekil 9.6: Çeliklerde tane boyutlarının standart sınıflaması (Resimde tane boyut numaraları orijinalinden küçük tutulmuştur) $\times 100$.

görüldüğü gibi, ostenit ayrışması belirli bir zaman aralığında deneysel olarak gözlenmiştir (s_1, s_2 veya s_3). Bu aralığa *kuluçka periyodu* denir. Bu periyodun sonunda, ostenit ayrışmaya başlayarak daha kararlı yapılar oluşturur. Yüksek sıcaklık bölgelerinde ayrışma, ferrit ve sementitin oluşumunu ile ilerler. Ayrışma hızı önce hızla artar, sonra aşamalı olarak azalır. Çeşitli süreler (f_1, f_2 veya f_3) sonunda ayrışma tamamen son bulur veya durdurulur.

Bu eğrilerin çizilmesi, t_1, t_2, t_3 gibi çeşitli sıcakllıklara soğutma esasına dayanıp, izotermal bir ostenit dönüşüm diyagramının (TTT) oluşumunu mümkün kılar (Şekil 9.7b). Bu eğriler ostenit ayrışmasının başladığı (s_1, s_2, s_3 vb) ve sona erdiği (f_1, f_2, f_3 vb) noktalara denk gelen sürenin incelenen her bir sıcaklık için (t_1, t_2, t_3 vb), zaman absis[3] ve sıcaklık ordinat eksenleri olmak üzere, çizilmesiyle başarılır. Daha sonra ayrışmanın aynı derecelerini gösteren eş noktalar düz hatlar ile birleştirilir. TTT diyagramında (Şekil 9.7b) 1 eğrisi ostenit ayrışmasının başlangıcını ve 2 eğrisi ise, ostenit ayrışmasının tamamen son bulması için gerekli süreyi gösterir.

[3] Çizimde uygunluk açısından süre skalası genellikle logaritmik alınır; çünkü süre bir saniyenin kısımlarından dakikalara, hatta saatlere varabilen aralıkta değişebilir.

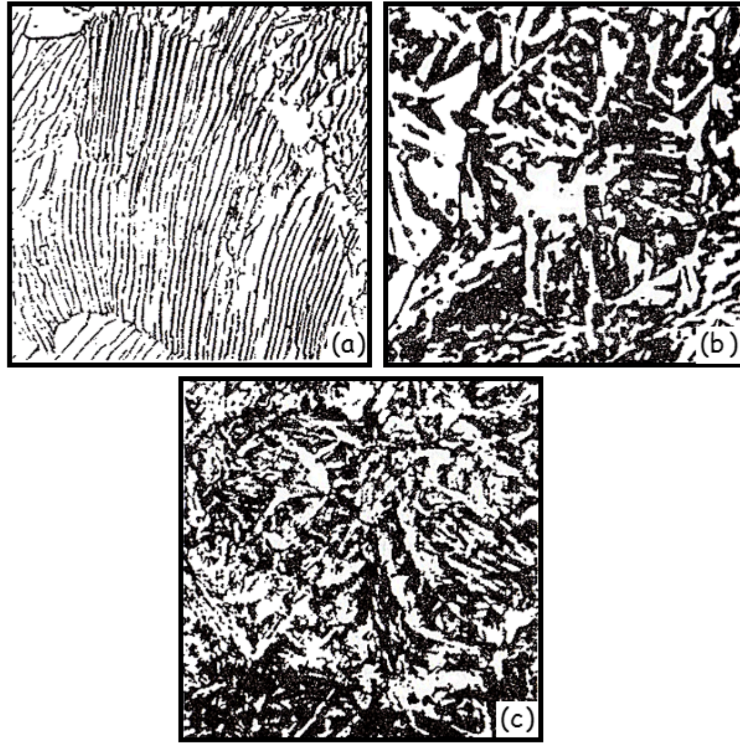


Şekil 9.7: %0.8 C içeren çeliğin TTT diyagramı (ostenitin izotermal ayrışması), (a) kinetik eğriler; (b) TTT diyagramı; O-ostenit; M-martenzit.

Ostenit ayrışmasının başlamasını gösteren 1 eğrisinin sol tarafındaki bölge (Şekil 9.7b) kuluçka periyodunun süresini belirler. Bu bölgeyle belirlenen sıcaklık ve sürede henüz hiç bir ayrışmaya uğramamış, aşırı soğutulmuş ostenit mevcut olacaktır. Kuluçka periyodunun süresi aşırı soğutulmuş ostenitin kararlılığını karakterize eder. Aşırı soğumuş ostenitin kararlılığı, aşırı soğuma derecesindeki bir artışla birlikte önce hızla azalır; bir minimuma ulaştıktan sonra tekrar artar (Şekil 9.7b).

Ostenit kararlılığının minimum olduğu sıcaklıkta dönüşüm hızı çok yüksektir. Karbon çeliklerinde bu sıcaklıktaki kuluçka süresi 1 veya 1.5 saniyeyi geçmez. Ostenit kararlılığının azalması ve aşırı soğuma derecesindeki bir artışla dönüşüm hızının artması, ostenit ve yeni oluşan faz arasındaki serbest enerji farkının artması ile açıklanabilir. Bu durumda önceden belirtildiği gibi büyüyebilen kritik çekirdek çapı azalır ve yeni faz çekirdeklerinin görülebildiği mikro bölgelerin sayısı artar. Aşırı soğumanın fazla olduğu bir durumda, ostenit kararlılığının artması ve dönüşüm hızındaki azalma, difüzyon prosesinin yavaşlamasından dolayı yeni fazların oluşum ve büyüme hızlarındaki bir azalma sebep olur.

Eğer ostenit, Şekil 9.7b'de gösterildiği gibi, aşırı soğutulmuş ostenitten, dönüşüm sıcaklığının başladığı sıcaklığa karşılık gelen martenzit noktasına (M_s) eşit veya altındaki bir sıcaklığa aşırı soğutulursa difüzyon olayı tamamen önlenir ve ferritle sementitten meydana gelen bir yapının oluşması mümkün olmaz. Bu durum ostenitin difüzyon prosesi



Şekil 9.8: Çeliğin mikro yapısı, (a) perlit; (b) beynit; (c) martenzit ($\times 600$).

olmadan, *martenzit* olarak adlandırılan karbonun α-demir içinde aşırı doymuş bir arayer katı çözeltisi oluşturan, sertleşmiş çelik yapısına dönüşümüne yol açar. Bu nedenle genellikle martenzitteki karbon içeriği aşırı soğutulmuş ostenitinkinin aynıdır[4].

Ostenitin aşırı soğutulmasıyla uyumlu olarak, üç farklı sıcaklık veya dönüşüm bölgesi vardır (Şekil 9.7b): *perlit bölgesi, beynit bölgesi* (perlit ve martenzit dönüşümleri arasında) ve *martenzit bölgesi*.

Perlit bölgesi (Şekil 9.7b) karbon çeliklerinde A_1 noktasından TTT diyagramının dirseğine kadar (550°C) olan sıcaklık aralığında yer alır. Bu sıcaklık aralığında ostenitin difüzyon ayrışmasıyla ferrit ve sementit oluşturduğu bir levhasal yapı (Şekil 9.8a) meydana gelir.

Beynit dönüşümü, perlit burnu (550°C) ile M_s noktası (Şekil 9.7b) arasındaki sıcaklıklarda oluşur. Bu dönüşüm hem perlit (difüzyonlu) hem de martenzit (difüzyonsuz) dönüşümlerinin doğasında var olan birçok özelliğe sahiptir. Aşırı soğumuş ostenit bu dönüşümünün bir sonucu olarak karbonla aşırı doymuş α-fazı (ferrit) ve tipik bir iğnesel şekle sahip olan sementit parçacıklarından oluşan bir yapı meydana gelir. Böyle bir

[4] Bu durum, 100°C'nin altında bir sıcaklığa karşılık gelen bir martenzit noktasına (M_s) sahip çelikler için tamamen geçerlidir.

yapı *beynit*[5] olarak isimlendirilir (Şekil 9.8b). M_s noktasının altındaki sıcaklıklarda aşırı soğutulmuş ostenit, difüzyonsuz bir dönüşüme maruz kalarak martenzite dönüşür (Şekil 9.8c).

9.4 PERLİT DÖNÜŞÜMÜ

Aşırı soğumuş ostenitin perlit dönüşümü bir kristalleşme türü olup, bir difüzyon mekanizmasıyla ilerler. Bunu, örneğin karbon çeliklerinde (Şekil 9.9a) pratik olarak karbon içeriği homojen olan ostenitin, karbon içerikleri birbirinden çok farklı ferrit (hemen hemen saf demir) ve %6.67 C içeren sementit (yani, karbon içeriği oldukça farklı olan) fazlara ayrışması takip eder. Öncelikle sementitin oluştuğu görülür; bir kural olarak, sementit çekirdekleri ostenit tane sınırlarında meydana gelir.

Bu karbür büyümesinin bir sonucu olarak, ostenitin bitişik bölgelerinin karbonu tüketilir; daha az kararlı hale gelir ve $\gamma \to \alpha$ dönüşümüne uğrar. Tane sınırlarında sementitle birlikte küçük ferrit kristalleri oluşarak dönüşümünü kolaylaştırır.

Ferrit tabakalarının daha da büyümesi ostenit çevresini karbonca zenginleştirir; $\gamma \to \alpha$ dönüşümünün hızını biraz yavaşlatır. Bu tarzda karbonu zenginleşmiş ostenitte yeni sementit (karbür) tabakaları oluşur ve daha önce oluşmuş tabakalar büyümeye devam eder. Karbür parçacıklarının oluşum ve büyüme prosesleri, yeni küçük ferrit kristallerinin oluşumu ve daha önce oluşmuş ferrit kristallerinin büyümesi için uygun şartlar sağlar. Bu proseslerin ardışık tekrarı ile ferrit ve sementit karışımından ibaret olan perlit oluşur (Şekil 9.9).

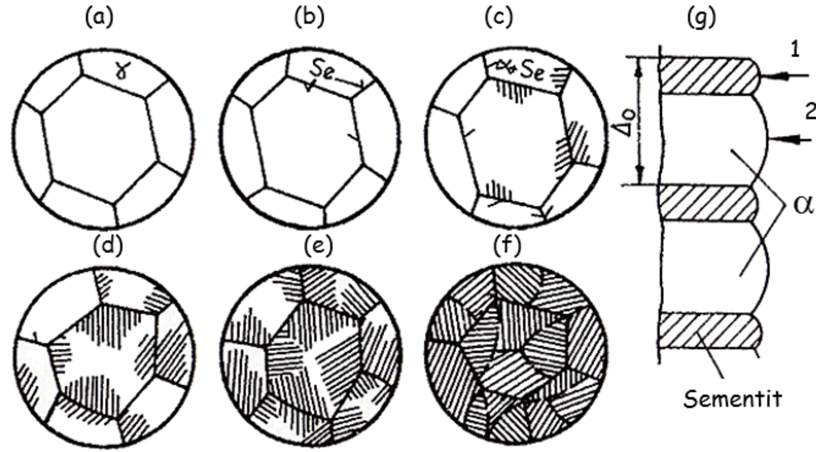
Bir perlit dönüşümünün ürünü levhasal bir yapıya sahiptir. Aşırı soğutma ne kadar fazla ise, o derece ince ferrit-sementit yapısı elde edilir; yani, bir tabaka ferrit ve bir tabaka sementit kalınlıklarının (Şekil 9.9) toplamının ortalamasına eşit olan tabakalararası mesafe Δ_0 daha da küçülür (Şekil 9.10). Tabakalararası mesafe küçüldükçe, sertlikte o derece artar (Şekil 9.11). Ötektoid tipindeki levhasal yapılar çoğunlukla perlit, sorbit ve trostit[6] veya sırayla iri, orta ve ince perlit olarak ayrılır.

Yapı	Perlit	Sorbit	Trostit
Δ_0 (μm)	0.6-1.0	0.25-0.3	0.1-0.15
BSN	180-250	250-350	350-450

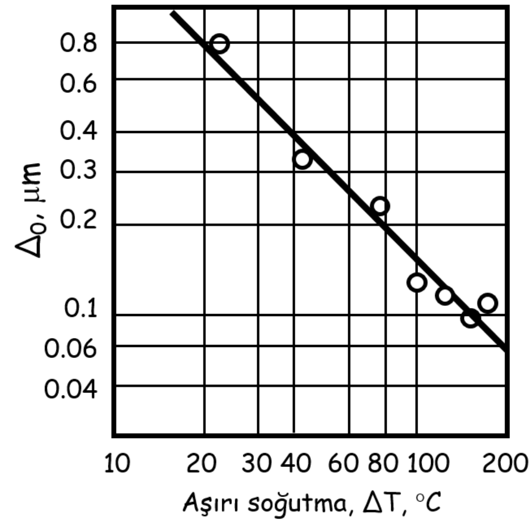
Ferrit-sementit yapısının perlit, sorbit, trostit şeklinde ayrılması ihtiyaridir ve yapılar arasında belirgin sınırlar yoktur. Bundan dolayı, aşırı soğumuş ostenitin difüzyon ayrışmasında oluşmuş perlit, sorbit ve trostit levhasal ferrit-sementit yapısında olup yalnız dağılım derecesi bakımından farklılık gösterirler.

[5] E.C. Bain'e izafeten beynit diye isimlendirilmiştir. Beynit dönüşümü bazen orta seviyeli dönüşüm olarak da adlandırılmaktadır.

[6] S.H. Sorby ve L.J. Trost'e izafeten bu isimler verilmiştir.



Şekil 9.9: Bir perlit tanesinin çekirdekleşip büyümesi, (a) ostenit; (b) tane sınırlarında sementit çekirdeklerinin oluşumu; (c) ferrit tabakalarının oluşumu; (d), (e) ve (f) yeni sementit ve ferrit tabakalarının oluşumu (perlit) ve büyümesi; (g) perlit oluşumunda karbonun yeniden dağılımı; 1-yüksek karbon konsantrasyonu-sementit (%6.67 C); 2-düşük karbon konsantrasyonu-ferrit (%0.02 C).



Şekil 9.10: Perlitte tabakalar arası mesafeye ostenitin aşırı soğuma derecesinin etkisi.

Perlite benzemeyen ötektoid benzeri yapılar, ötektoid-benzeri (quasi-ötektoid) yapılar diye adlandırılan sorbit ve trostitin yapıları dengede değildir. Ötektoid bileşime sahip olmayan çeliklerde ötektoid olmayan yapılar aşağı yukarı %0.8 C'a sahiptir.

Perlit, Sorbit ve Trostit İçeren Çeliğin Mekanik Özellikleri: Bu yapılara sahip çeliklerin sertlik ve mukavemeti, ferrit ve sementit arasındaki alanı ile orantılıdır. Bu nedenle, ferrit-sementit yapısının dağılımdaki bir artışla ve çeliğin ayrışma sıcaklığındaki bir düşüş ile sertlik, çekme mukavemeti ve dayanım sınırı artar (Şekil 9.11). Sorbit çok büyük oranda yüzde uzama ve kesit büzülmesi gösterir. Düşük bir dönüşüm sıcaklığına sahip trostite geçişte süneklik azalır.

Ötektoid altı ve Ötektoid üstü Çeliklerde İzotermal Ostenit Dönüşümü: Ötektoid çeliklerin aksine bu çeliklerin bir özelliği, üst sıcaklık bölgesinde öncelikle artık fazın çökmesidir. Ötektoid altı çeliklerde ferrit veya ötektoid üstü çeliklerde sementit çöker (Şekil 9.12).

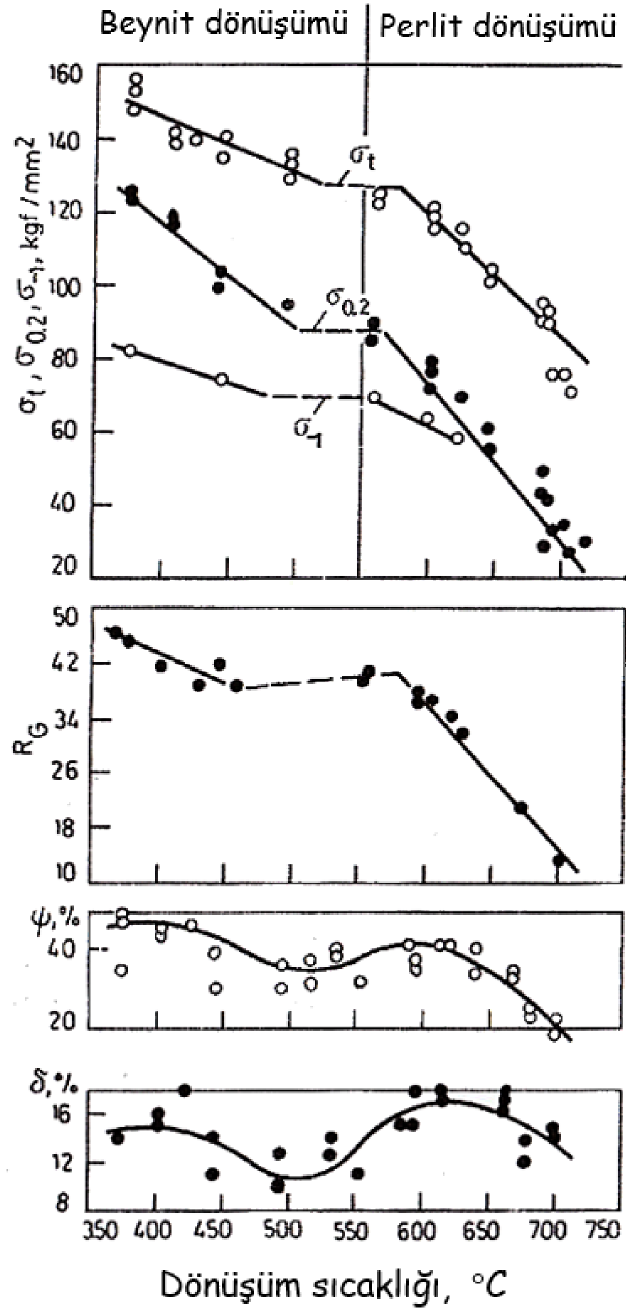
Artık ferritin veya sementitin çökelmeye başlaması TTT diyagramında ilave bir eğri aracılığıyla gösterilir (Şekil 9.13a ve c). Çöktürülmüş artık ferrit (veya sementit), sıcaklık düşürülürken azalır ve belirli bir aşırı soğuma derecesinde ayrışma doğrudan ötektoid veya daha doğrusu ötektoid-benzeri çekirdeklerin oluşumuyla başlar. 727°C'de ötektoid altı çelik 1'in (A_1 noktası) içindeki ferrit miktarı $\overline{aS}/\overline{PS}$ oranı ile belirlenir (Şekil 9.12). 700°C'ye aşırı soğutma sonunda yapıdaki ferrit düşer ve miktarı $\overline{bc}/\overline{dc}$ oranı ile belirlenir. 675°C'de artık ferritin miktarı sıfıra eşit olur.

A_1 noktasına karşılık gelen sıcaklığa (727°C) erişildiği zaman ötektoid üstü çelik 2'deki artık sementit miktarı $\overline{eS}/\overline{SK}$, 700°C'de ise $\overline{fg}/\overline{gK'}$ oranı ile belirlenir. Sıcaklık yaklaşık olarak 675°C olduğunda, artık sementit miktarı sıfıra eşit olacaktır (Şekil 9.12). Taralı üçgenin içinde ostenitten hiç bir artık faz ayrışmaz. Karşılık olarak ötektoid-benzeri yapı meydana gelir. Artık ferrit veya sementit miktarı sıcaklıktaki bir düşüş ile azaldığı için ötektoid-benzeri sorbit veya trostit, ötektoid altı çeliklerde %0.8'den daha az, ötektoid üstü çeliklerde ise %0.8'den daha fazla karbon içerir.

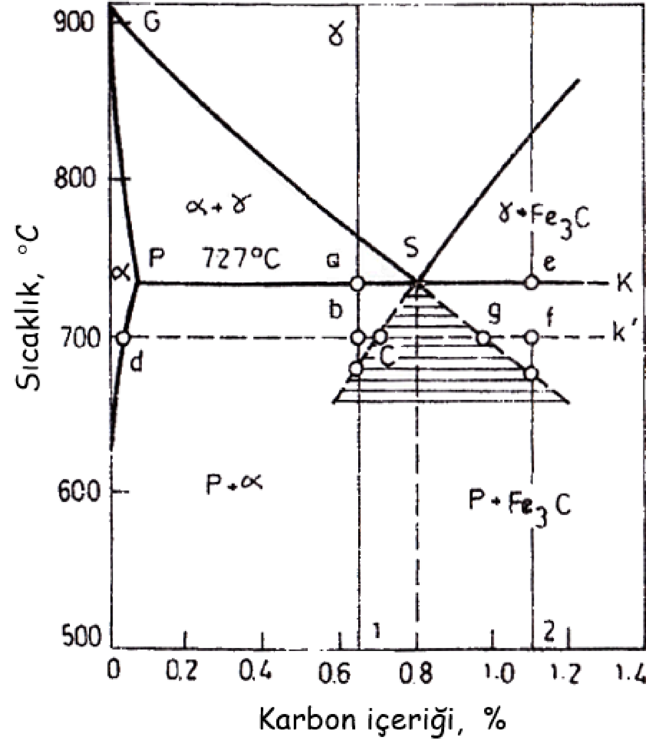
Ötektoid altı çeliklerdeki ostenitin karbon içeriğindeki bir artış, ostenitin kararlılığını artırır (TTT diyagramındaki eğriler sağa doğru kaydırılır) (Şekil 9.13).

9.5 ÇELİKTE MARTENZİT DÖNÜŞÜMÜ

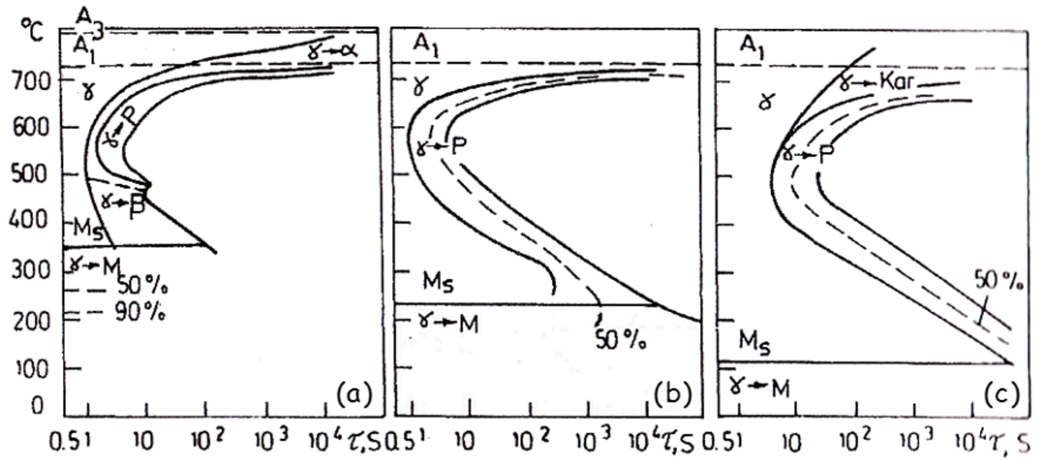
Martenzitin Özellikleri: Martenzit, α-demir içinde karbonla aşırı doyurulmuş düzenli bir arayer katı çözeltisidir. Denge durumunda, 20°C'de α-demir içinde karbon çözünürlüğü %0.002'yi aşmaz. Martenzitin karbon içeriği, ilk durumundaki ostenitin içerdiği miktara eşit olabilir. Diğer bir deyişle, karbon içeriği %2.14'e ulaşabilir. Karbon atomları martenzit kafesinin [001] yönündeki oktahedral boşlukları doldurur ve kafesi şiddetli biçimde bozar. Martenzit, tetragonal bir kristal kafesine sahip olup (Şekil 9.14a) kafes parametresi c, kafes parametresi a dan daha büyüktür. Tetragonal hücrenin kafes yüksekliği



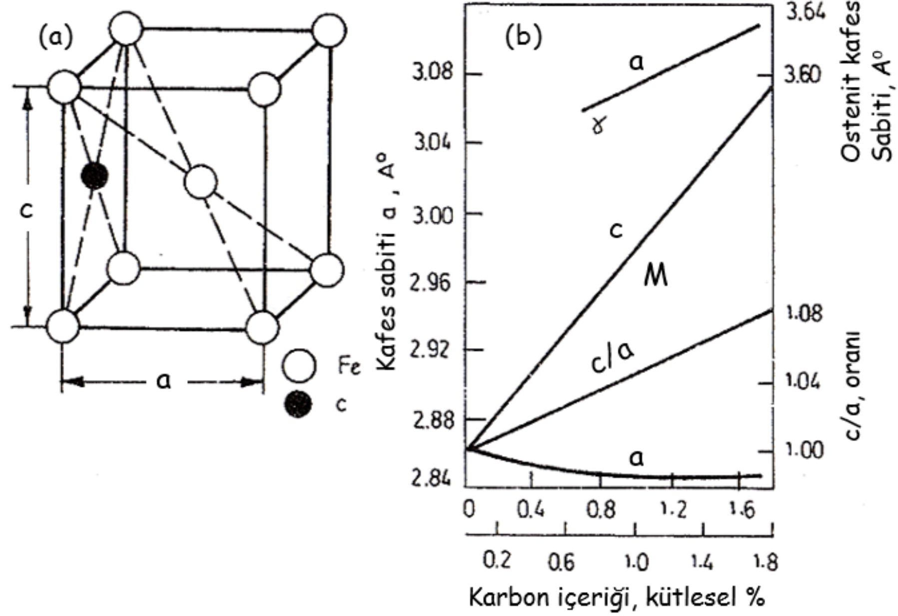
Şekil 9.11: %0.78 C içeren çeliğin mekanik özelliklerinin, ostenit-perlit dönüşüm sıcaklığına bağımlılığı.



Şekil 9.12: Fe-Fe_3C denge diyagramı, 1 ve 2-çelik örnekleri (K, %6.67 C noktasını ifade etmektedir).



Şekil 9.13: TTT diyagramları (Ostenitin izotermal ayrışması), (a) %0.45 C içeren ötektoid altı çelik; (b) ötektoid çelik (%0.8 C), (c) %1.2 C içeren ötektoid üstü çelik.



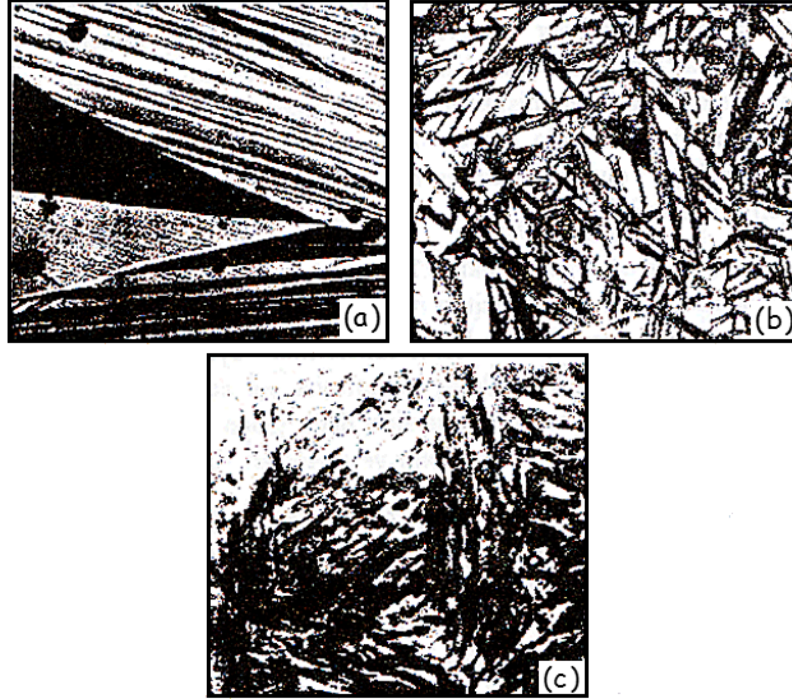
Şekil 9.14: Martenzitin kristal yapısı, (a) kristal kafesi; (b) çeşitli karbon içeriğine göre martenzit ve ostenitin kafes parametreleri (O-ostenit; M-martenzit).

c, martenzitin karbon oranı ile artar; taban boyutu a ise azalır (Şekil 9.14b). Sonuç olarak karbon içeriği arttıkça, c/a oranı büyür; yani, martenzit kafesinin tetragonallik derecesi artar. Martenzit içindeki karbon içeriği ağırlıkça % olarak verildiğinde kafes oranı $c/a = 1 + 0.046C$ bağıntısından hesaplanabilir.

Martenzit Dönüşümünün Mekanizması: Martenzit dönüşümü yalnızca ostenitten hızlı soğutma (su verme) ile difüzyonun mümkün olmadığı düşük bir sıcaklığa aşırı soğutulduğunda oluşur. Bu dönüşüm difüzyonsuz tabiattadır; yani, dönüşümün yanısıra karbon atomlarının ostenit kafesinde difüzyon mekanizması ile yeniden düzenlenmesi söz konusu değildir. Martenzit dönüşümü, yer değiştirme sonucu oluşur ve katı çözeltinin bileşiminde bir değişiklik meydana getirmez.

Dönüşümdeki yer değiştirme mekanizması kafes yeniden düzenlenirken atomların birlikte yönsel olarak yeniden düzenlenmesini içerir. Atomlar komşusunu koruyarak bir birine göre bir kaç atomlararası mesafeyi aşmayacak seviyede yer değiştirir. Mutlak yer değiştirmenin büyüklüğü, fazlararası sınıra olan mesafeyle nisbeten artar. Bu durum makroskobik kaymaya yol açar. Makroskobik kayma (Şekil 9.15a), mikro kesit yüzeyinde iğnesel bir mikro kabarma şeklinde gözlenir. Dönüşüm esnasında maretenzit kristalleri ostenite belirli kristalografik düzlemler boyunca yapışır ve fazlararası sınır oluşmaz (Şekil 6.12).

Martenzit kristalleri olasılıkla hatalı bölgelerde çekirdekleşecektir. Martenzit ve ostenit arasındaki sınırda kafesler arasında uygunluk varsa, martenzit kristallerinin çekir-



Şekil 9.15: Martenzitin mikroyapıları, (a) martenzit yüzey kabarması, (b) yüksek karbonlu levhasal martenzit ve kalıcı ostenit ($\times 500$); (c) düşük karbonlu kütlesel martenzit ($\times 1000$).

dekleşme ve büyüme hızları oldukça yüksek olup, 10^3 m/s'nin üzerindedir. Martenzit dönüşümünde atomların termal hareketinin özel bir önemi olmadığı için dönüşüm sıcaklığın mutlak sıfıra yaklaştığında bile, bu yüksek hızda ilerler.

Ostenit ve martenzitin özgül hacimlerindeki farklılık nedeniyle martenzit kristallerinin büyümesi sırasında elastik gerilimler artar. Bu durum sonunda plastik deformasyona ve atomların düzensiz olarak yerleştiği fazlararası bir sınırın oluşumuna yol açar. Büyüyen kristal, tane sınırlarına veya eski kristalin diğer hatalarına eriştiği zaman kafes uyumu (koharens) da ihlal edilir; bu durumda ostenitten martenzite düzenli dönüşüm mümkün olmaz ve martenzit tane büyümesi durur.

Atomların, ostenit kristallerinden martenzite difüzyon ile transferi düşük sıcaklıklarda olanaksızdır. Bunu takip eden dönüşüm yeni martenzit kristallerinin oluşumuyla başarılır.

Martenzit kristalleri kesinlikle ostenite göre yönlenir. Bu yüzden martenzit kristallerinin büyüme hızı çeşitli kristalografik yönlerde aynı değildir. Sonuç olarak martenzit kristalleri ilk ostenitte düzenli olarak yerleşmiş levhasal şekile sahiptirler: (011) martenzit ve (111) ostenit; (110) ostenit ve (111) martenzit. Çeliğin bileşimine ve martenzit kristallerinin oluştuğu sıcaklığa bağımlı olan bu kristaller farklı yapısal gelişme ve alt yapılara sahip olabilirler. Martenzit kristalleri arasında genellikle farklılaşma olur. Bu lev-

halar martenzit ve kütlesel martenzittir. Levhasal martenzit yüksek karbonlu çeliklerde meydana gelir ve düşük sıcaklıklı bir martenzit noktasına sahiptir. Burada martenzit kristalleri çok sayıda mikro ikizlenmeden oluşur. Mikro ikizler kolaylıkla dağlanan hazır "midrip"[7] diye adlandırılan bir orta bölge oluşturur. Bu ikizlerin kalınlığı yüzlerce angströme erişebilir.

Bu tür martenzit yapı Şekil 9.15b'te gösterilmektedir. Bu martenzit kristalleri geniş plakalar şeklindedir. Martenzitler mikro kesit düzleminde iğnesel olarak görünür. Martenzit kristallerinin boyutları ilk halde bulunan ostenit tanelerinin boyutu ile belirlenebilir. Daha iri ostenit taneleri daha büyük kristallerin oluşumuna yol açar. Martenzitin ilk plakasının boyutu ostenit tanesinin boyutunun tersine denk gelen uzunluktur. Düşük sıcaklıklarda oluşmuş kristallerin gelişmeleri sınırlanır ve boyutları küçülür.

Çoğunlukla karbonlu yapı çelikleri ve %28'den az Ni içeren Fe-Ni alaşımlı çeliklerde martenzit kristalleri bir yönde gerdirilmiş karmaşık ince çubuklar (kütlesel martenzit) şeklinde oluşur (Şekil 9.16c). Bir çok durumda çubuk yığını meydana gelir ve gözlenir. Levhasal martenzitin aksine bu martenzit türüne kütlesel martenzit adı verilir. Bu martenzitin alt yapısı karmaşık olup yüksek dislokasyon yoğunluğuyla (10^{10} cm^{-2}) ayırd edilir. Her martenzit tabakası bir monokristaldir.

Martenzit Dönüşüm Kinetiği: Martenzit dönüşümü M_s[8] sıcaklığında başlar ve izotermal durumdakinden[9] ziyade bir sıcaklık aralığında ilerler. M_s noktasına denk gelen bir sıcaklığına aşırı soğutulduğunda, ostenit martenzite dönüşmeye başlar.

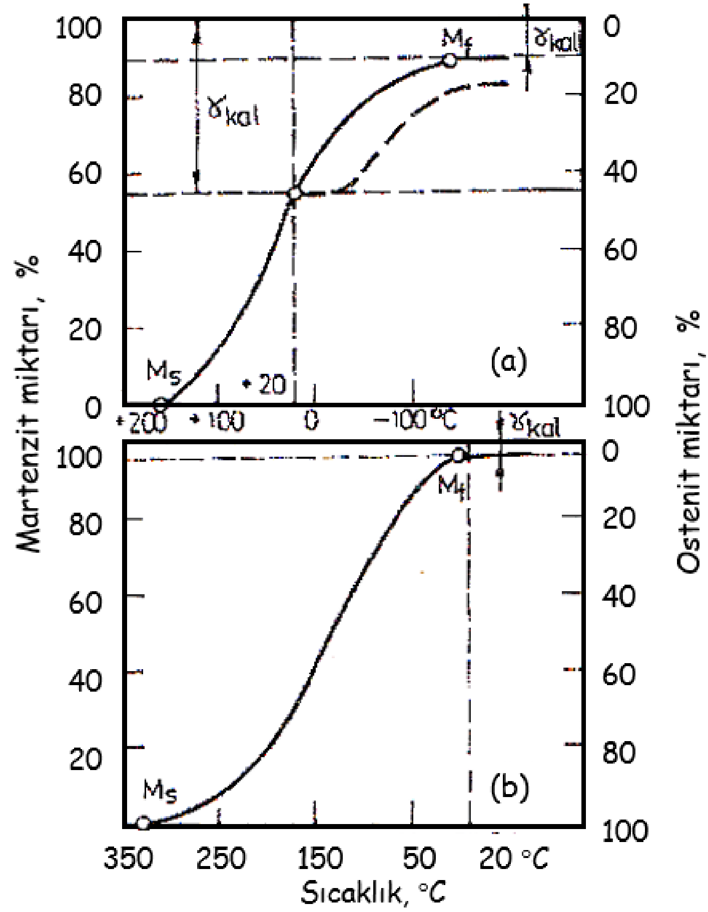
Martenzit dönüşümü, eğer çelik yalnızca çok yavaş ve sürekli bir biçimde M_s noktasının altına soğutulursa ilerler. Eğer soğuma durdurulursa dönüşüm de pratik olarak durur. Martenzit dönüşümünün bu özelliği, martenzit dönüşümünü A_1 sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta izotermal şartlar altında ilerleyen ve tamamlanan difüzyona dayalı perlit dönüşümünden ayırır.

Numunenin soğutulduğu sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen martenzit miktarı *martenzit eğrisi* adı verilen eğri ile belirlenir. Bu sıcaklık azaldıkça daha çok martenzit oluşur. Martenzit miktarı yeni kristallerin oluşumu ve uygun bir sınıra sahip olmayan, evvelce oluşmuş kristaller nedeniyle artar. Ostenitten meydana gelen dönüşümün ilerlemesi her çelik türü için belirli bir sıcaklıkta son bulur. Bu martenzit dönüşümünün son bulma sıcaklığı olarak adlandırılır ve M_f ile gösterilir. M_s ve M_f noktaları soğutma

[7]"Middle ribbon" kelimelerinin ilk hecelerinden oluşan bir sözcüktür.

[8]M_s, martenzit dönüşümünün başladığı sıcaklığa denk gelen martenzit noktasıdır. M_f ise martenzit dönşümünün son bulduğu sıcaklığa denk gelen noktadır.

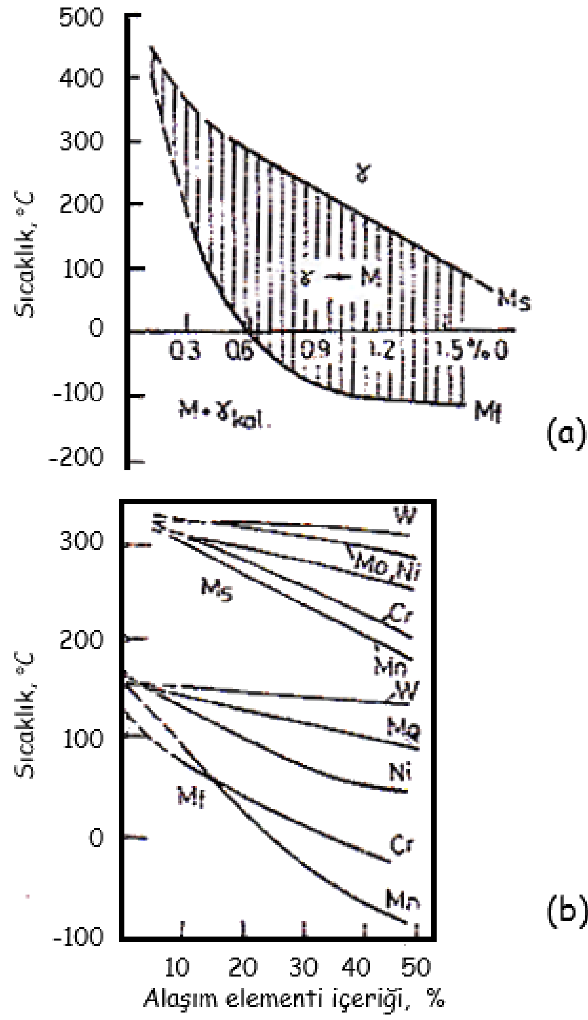
[9]İzotermal ve atermik martenzit dönüşümleri arasında ayırım yapılabilir. Fe-Ni-Mn ve Fe-Cr-Ni gibi özel alaşımlarda kuvvetli bir biçimde ilerleyen bir izotermal dönüşüm; sıcaklık devamlı olarak azaltıldığı zaman ağır ilerler. İzotermal martenzit dönüşümünün hızı, sıcaklığın bir fonksiyonu olarak değişir. Bir izotermal dönüşümde martenzit nokatalarının yeri soğuma hızlarına bağımlıdır ve burada alaşılmış endüstriyel çeliklerde yer alan yalnızca atermik dönüşümler göz önüne alınmaktadır. "Atermik dönüşüm" terimi izotermal şartlar altında çok sınırlı bir derecede ve yüksek bir hızda gelişen dönüşüm olarak anlaşılır. Bu sebeplerden dolayı atermik reaksiyon genellikle ayırd edilemez.



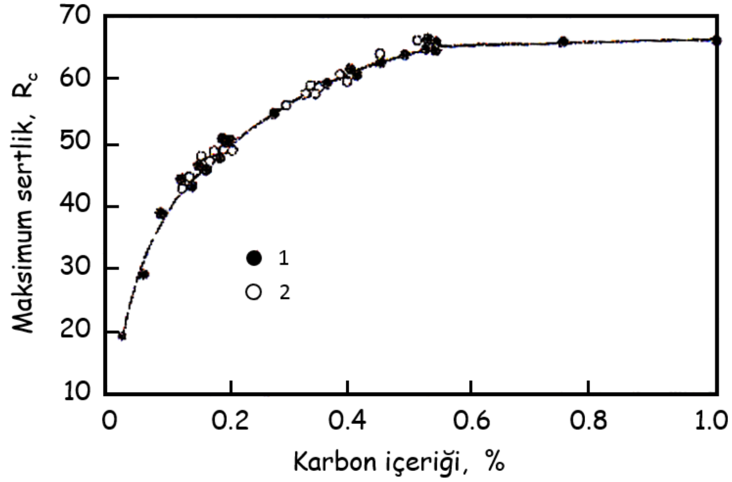
Şekil 9.16: (a) Yüksek karbonlu, (b) orta karbonlu çelikler için martenzit eğrileri; γ_{kal}=kalıntı ostenit; kesikli çizgiler ile verilen hat ostenit kararlılığını takip eden martenzit eğrisidir.

hızından bağımsız olup, yalnızca ostenitin kimyasal bileşimine bağlıdır. Karbon oranı yükseldikçe, bu noktalar alçalacaktır (Şekil 9.17a). Kobalt ve aluminyum hariç, bu bütün alaşım elementleri M_s ve M_f noktalarını alçaltır (Şekil 9.17b). Martenzit dönüşümü gerilimlere karşı çok hassastır; M_s üzerindeki sıcaklıklarda bile ostenit deformasyonu dönüşüm ile sonuçlanır.

Kalıntı Ostenit: Martenzit dönüşümü asla tamamlanmaz (Şekil 9.16). Sonuç olarak, 20°C'nin altında M_f sıcaklığına sahip sertleştirilmiş çelikte; yani, %0.4 veya %0.5'in üzerinde karbon içeren çeliklerde, kalıntı ostenite rastlanır (Şekil 9.17a). M_s ve M_f noktaları ne kadar düşükse, ostenitin karbon ve alaşım elementleri (aluminyum ve kobalt hariç) ne kadar fazla ise, kalıntı ostenitin miktarı da o kadar artacaktır. %0.6-1.0 C içeren çelikte kalıntı ostenitin miktarı %10'u geçmez; bu oran %1.3-1.5 arasında karbon içeren çeliklerde ise %30-50 değerlerine ulaşır.



Şekil 9.17: M_s ve M_f noktalarına karşılık gelen martenzit sıcaklıkları; (a) karbon içeriğinin; (b) alaşım elementi içeriğinin etkisi; (O-ostenit; M-martenzit; γ_{kal}-kalıntı ostenit)



Şekil 9.18: Martenzit sertliğinin karbon içeriğine bağımlılığı, 1-karbon çeliği; 2-alaşımlı çelik için.

Yüksek karbon ve alaşım elementi içeriğine sahip belirli çeliklerde, örneğin %1.3 C, %12 Cr veya %0.1 C, %8 Ni içeren çeliklerde, sertleştirmeyi takiben kalıntı ostenit miktarı %80-100 mertebesine erişebilir. Bu durum M_s noktasına karşılık gelen, sıcaklığı sıfır derecenin altındaki sıcaklık bölgesine düşmesi nedeniyle meydana gelmektedir. Kalıntı ostenit miktarı, belirli bir seviyeye eriştiğinde (%20-30), sertleştirilmiş çeliğin mikroyapısında martenzit iğneleri arasında parlak bölgeler gözlenebilir (Şekil 9.15b).

Ostenitin Kararlı Hale Getirilmesi: Eğer soğutma M_s noktasının altında, örneğin 20°C'de (Şekil 9.17a), belirli sürede tutulursa dönüşmeden geriye kalan ostenit bu sıcaklıkta daha kararlı hale gelir. Bu durumda sıcaklık tekrar düşerken ostenitin martenzite kararlı dönüşümü, daha düşük sıcaklıkta ve daha az yoğun bir biçimde sadece belirli bir gecikmeden sonra devam eder (Şekil 9.16a). Sonuç olarak meydana gelen martenzit miktarı sürekli soğuma ile oluşan miktardan daha az olur. Kararlı hale getirmenin özelliği M_s'ten M_f'e kadar olan sıcaklık aralığında son derece kuvvetli olarak görülür ve soğumanın engellendiği sıcaklığa bağlıdır. Kararlı hale gelme etkisinin oluştuğu sıcaklığın üst sınırı, A.P. Gulyeav tarafından ortaya atıldığı gibi M_{st} olarak gösterilmiştir. Kararlı hale gelmenin doğası bazen martenzit dönüşümünü harekete geçiren gerilimlerin gevşemesi ile açıklanır.

Martenzitin Özellikleri: Martenzitin tipik özelliği onun sertlik ve mukavemetidir. Sertlik karbon içeriği ile artar (Şekil 9.18). %0.6-0.7 C içeren çeliklerde martenzitin sertliği ferritinkinin altı katı; yani, 65 R_C (960 VSN) dır.

Düşük karbonlu martenzitin çekme mukavemeti (%0.15) yaklaşık 100 kgf/mm^2, %0.6-0.8 C durumunda ise 260-270 kgf/mm^2 değerine erişir. Karbon içeriğindeki bir artış, martenzitin gevrek kırılma eğilimini artırır. %0.35 veya %0.40'tan fazla karbon

içeren martenzit, düşük sünekliğe sahiptir ve gevrek bir karakterde kırılır. Bu nedenle martenzit yapısına sahip sertleştirilmiş bir çelikte mukavemeti kesin olarak belirlemek mümkün değildir. Martenzitin yüksek sertliği başlıca α-fazı kafesinde arayer karbon atomlarının etkisi ve yapının tamamında üniform bir şekilde dağılmış (örneğin büyük miktarda meydana gelmiş yapı ihlalleri) mikro yapı homojensizliklerinin meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır. Her martenzit kristali ilk ostenittekinden önemli ölçüde küçük çok sayıdaki mozaik bloklardan oluşmaktadır. Bloklar ve sertleşmeye yol açan plastik deformasyona karşılık gelir ve $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünde hacim değişikliklerinin bir sonucu olarak gelişen yüksek derecedeki gerilimler yüzünden dağılır. Martenzit kristallerinin ara yüzeyi ve özellikle blok sınırları dislokasyonların hareketleriyle aşmaları için zor engeller oluşturur. Bütün bu faktörler, martenzitik yapıya sahip çeliğin yüksek sertliğini açıklar. Martenzitin kırılganlığı, muhtemelen yapıdaki hatalarda karbon atomlarından meydana gelen atmosferin oluşması nedeniyledir. Katı çözeltide karbon ve diğer bileşenlerin varlığı martenzitin elektrik direncini ve koersivitesini artırır; ferritinkiyle kıyaslandığında artık indüksiyon ve magnetik geçirgenliği düşürür.

Çeliğin bütün yapısal bileşenleri içinde ve özellikle de ostenitte martenzit çok yüksek özgül hacime sahiptir. %0.2-1.4 C içeren ostenitin özgül hacimi 0.12227-0.12528 cm^3/g, martenzitinki ise 0.12708-0.13061 cm^3/g arasında değişmektedir. Martenzit meydana gelirken, özgül hacimin artmasının esas sebeplerinden biri, çeliğin sertleştirilmesi sırasında yüksek derecede iç gerilimlerin meydana gelmesidir. Bu gerilimler ısıl işlem görmüş kısımda şiddetli çarpılmaya, hatta çatlak oluşumuna neden olabilir. Sertleştirme sonunda çeliğin hacmindeki artış martenzitin karbon içeriğine bağlıdır.

Karbon içeriği	%	0.40	0.60	0.70	0.83	1.2
Hacim artışı	%	0.40	0.46	0.85	1.13	0.9*

* Burada hacimdeki azalma, sertleşmiş çelik yapısında kalıntı ostenit miktarındaki artış nedeniyledir. Bu ostenitin düşük bir özgül hacmi vardır.

Maksimum hacim artışı ötektoid çelikte gözlenir; bu nedenle sertleştirme, çatlak ve çarpılmalara karşı çok yatkındır.

9.6 BEYNİT DÖNÜŞÜMÜ

Beynitin Özellikleri: Beynit dönüşümü perlit ve martenzit dönüşüm sıcaklıklarının arasındaki bölgede meydana gelir (Şekil 9.7). Beynit, martenzit dönüşümüne uğramış α-katı çözeltisinden oluşan bir yapıdır ve karbon ve karbür parçacıkları ile nisbeten aşırı doymuş durumdadır. Alt ve üst beynit türleri vardır. Genellikle 500°C'den 300°C'ye kadar olan sıcaklık aralığında meydana gelen üst beynit (kıyılmış samana benzer), "tüylü" bir yapıya sahiptir. Buradaki karbürler perlitteki tabakalardan ziyade, yalıtılmış dar parçacıklar şeklinde gözükür (Şekil 9.19a). Alt beynit genellikle 350°C ile M_s noktası arasındaki sıcaklıklarda oluşur ve levhasal veya martenzitimsi yapıya sahiptir (Şekil 9.19b). Alt beynitte karbür parçacıkları α-fazı tabakaları içinde yer alır (Şekil 9.19c).

Beynit Dönüşüm Mekanizması: Aşırı soğutulmuş ostenitin beynit dönüşümü, perlit ve martenzit dönüşümündeki oluşumları bir araya toplar. Bunlar ostenitin ve ayrışma ürünlerinin arasında karbonun difüzyona dayalı olarak yeniden düzenlenmesi ve atomların birlikte düzenli bir şekilde yer değiştirerek yaptıkları $\gamma \rightarrow \alpha$ martenzit dönüşümüdür.

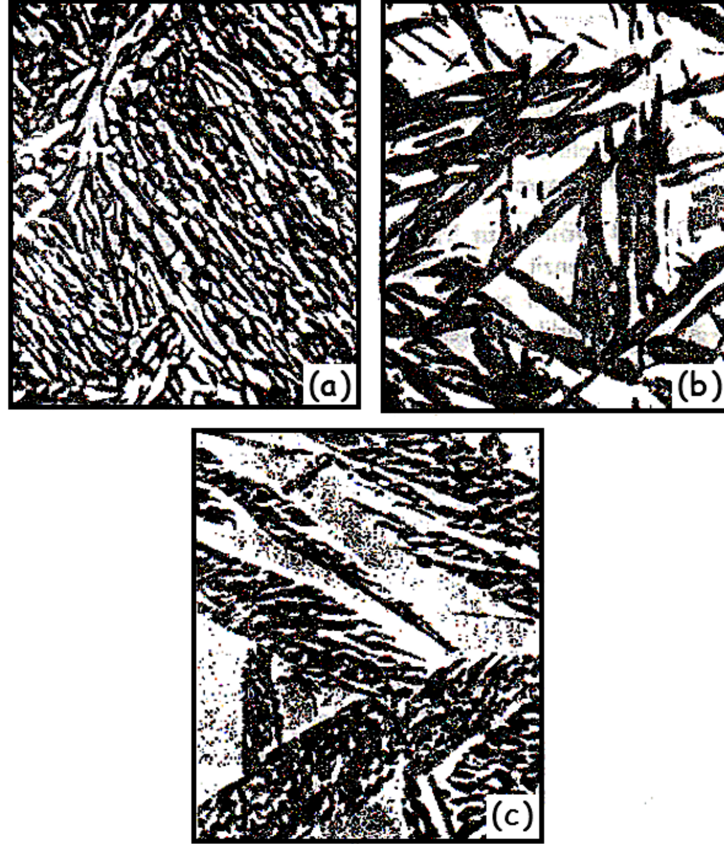
Beynit dönüşümü karbon difüzyon hızı yeterli derecede yüksek iken alaşım elementlerinin difüzyonunun pratik olarak imkansız ve demirin kendi kendine difüzyonunun düşük olduğu sıcaklıklarda ilerler. Bu faktörler beynit dönüşümünün özelliklerini önceden belirler. İlk önce karbon ostenit içinde difüzyona dayalı olarak yeniden dağılarak kimi yerde karbonca zengin ve kimi yerde fakir ostenit bölgelerinin oluşumuna yol açar. Düşük karbonlu ostenit bölgeleri M_s noktasının beynit dönüşümünün olduğu sıcaklık bölgesinde olması martenzit dönüşüm mekanizması ile $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümüne uğrar (Şekil 9.17). İzotermal sıcakta bekletme esnasında eğer aşırı doyma fazla ise, karbonca zengin ostenit bölgelerinden karbür parçacıkları ayrışabilir. Bu mekanizma doğal olarak ostenitteki karbon bölgelerini, martenzit mekanizmasına, göre dönüşüm meydana gelimesi için tüketir. Martenzit mekanizması ile meydana gelen α-fazı iğnesel yapıya ve mikro kesit yüzeylerinde tipik kabarmalara sebep olur. Bu duruma, özellikle alt beynitin oluşumunda açık bir şekilde karşılaşılır.

Beynit dönüşümünde α-fazı (martenzit) kristallerinin son büyümenin sona erme hızı nisbeten düşük olup $10^{-3} - 10^{15}$ mm/s civarındadır. α-fazı kristalinin büyüme hızı, ostenitde büyüyen α kristallerinin sınırlarından çıkarılan karbon oranı ile belirlenir. Beynit dönüşümünde meydana gelen α-fazı karbonla aşırı derecede doyurulur. Dönüşüm sıcaklığı düşerken aşırı doyma derecesi artar. Sonuç olarak, eğer verilen sıcaklıkta difüzyon hareketliliği yeterince yüksek ise, $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünden sonra karbür parçacıkları aşırı doymuş α-katı çözeltisinden ayrılacaktır. Alt ve üst beynitin oluşum mekanizmaları prensip olarak aynıdır. Aradaki fark muhtemelen üst beynit oluşum bölgesindeki ostenit kristallerinde daha fazla karbon içeriği olmasıdır. Bu durum karbonlu ostenit bölgelerinin artmasına ve sonuç olarak daha fazla karbon tüketilen α-fazının oluşumuna yol açar (Şekil 9.19).

Beynit dönüşümü genellikle martenzit dönüşümündeki gibi tamamlanmaz. İzotermal bekleme esnasında ayrışmamış ostenit, bunu takip eden soğutmada az çok martenzit dönüşümüne maruz kalır veya aynen bünyede kalabilir (kalıntı ostenit).

Beynit Yapısındaki Çeliğin Mekanik Özellikleri: Üst beynitin oluşumu (450-550°C arasında ayrışma), perlit bölgesindeki (Şekil 9.11) ostenitin ayrışma ürünleri için elde edilmiş süneklikle kıyaslandığında, çeliğin sünekliğini düşürür. Bu durumda sertlik ve mukavemet değişmez veya nisbeten düşer. Üst beynit sünekliğindeki azalma, ferrit tanelerinin sınırları boyunca nisbeten iri karbürlerin çökelmesi nedeniyle olur.

Beynit dönüşümünde alt bölgedeki ostenit ayrışması mekanik özelliklerde (sertlik, mukavemet ve süneklik) belirli bir miktar artışa yol açacaktır (Şekil 9.11). Perlit bölgesindeki ostenitin ayrışma ürünleriyle (sorbit ve trostit) kıyaslandığında, alt beynit daha yüksek sertlik ve mukavemete sahiptir ve aynı zamanda yüksek sünekliğini korur.



Şekil 9.19: Beynitin mikroyapıları, (a) üst beynit ($\times 5,000$); (b) alt beynit ve kalıntı ostenit ($\times 500$); (c) alt beynit ve kalıntı ostenit ($\times 10,000$).

Alt beynitin yüksek mukavemet özellikleri; arayer karbon atomları, martenzitik α-fazında yüksek dislokasyon yoğunluğu ve keza bu fazın kristallerinde dağılmış karbür inklüzyonlarının oluşumu nedeniyledir. Alt beynit elde etmek için uygulanan ısıl işlem (izotermal su verme veya ostemperleme), yüksek mekanik özellikler ve özel önemi olan yüksek bir yapısal mukavemet sağlar. Bu sebeplerden bu işlem endüstride makina ve yapıların kritik parçalarının imalatında mukavemet kazandırmak için uygulanır.

9.7 OSTENİTİN İZOTERMAL DÖNÜŞÜMÜ

Yukarıda tartışılan TTT diyagramları, karbon çelikleri ve Co, Cu, Ni alaşım elementleri içeren *düşük alaşımlı çelikler* için geçerlidir. Ostenite ilaveten karbon, karbür yapıcı elementler veya silisyum içeren alaşımlı çelikler farklı tip TTT diyagramı (Şekil 9.20) gösterirler. Bu çeliklerin diyagramlarında aşırı soğutulmuş ostenitin kararlılığı için iki minimuma sahiptir (Şekil 9.20a ve b). Bu minimum noktalar, perlit (difüzyon) ve beynit

Şekil 9.20: Alaşımlı çeliklerin şematik TTT diyagramları (aşırı soğutulmuş ostenitin izotermal ayrışması), (a) ve (b) orta alaşımlı çelikler; (c) yüksek alaşımlı çelikler; (d) yüksek kromlu çelikler (şekildeki eğriler dönüşüm yüzdesini göstermektedir).

dönüşümlerine karşılık gelir. İki dönüşüm nisbeten kararlı bir ostenit[10] bölgesi ile ayrılır. Karbon çeliklerinin ötektoid altı veya ötektoid üstü kısımlarında TTT diyagramlarında ilave bir eğri bulunur. Bu eğri alaşımlı ferrit veya karbür fazlalıklarının çökelme başlangıcını gösterir.

Alaşımlı çeliklerde beynit dönüşümünün bir özelliği de dönüşümün tamamlanmamış olmasıdır. Ostenitin karbonca zenginleştirilmiş bir kısmı sabit bir sıcaklıkta tutulduğunda ayrışmaz ve daha sonraki bir sıcaklık düşmesinde yalnızca bir kısmı martenzite dönüşebilir veya hiç bir surette bu dönüşüme uğramayabilir. Böylece beynit dönüşümünün bir sonucu olarak alaşımlı çelik, beynit ve belirli bir miktarda martenzit veya ayrışmamış ostenitten (kalıntı ostenit) oluşan bir yapı kazanır.

Kobalt hariç bütün alaşım elementleri aşırı soğutulmuş ostenitin perlit ve beynit dönüşüm bölgelerindeki kararlılığını artırır ve TTT ditagramındaki dönüşümün başlama

[10]Bu TTT diyagramının en genel tipidir. Ostenit kararlılığının yalnızca tek bir minimumuna sahip olan diyagramların, perlit ve beynit ayrışmalarının oluştuğu sıcaklıklara özel önem verilir.

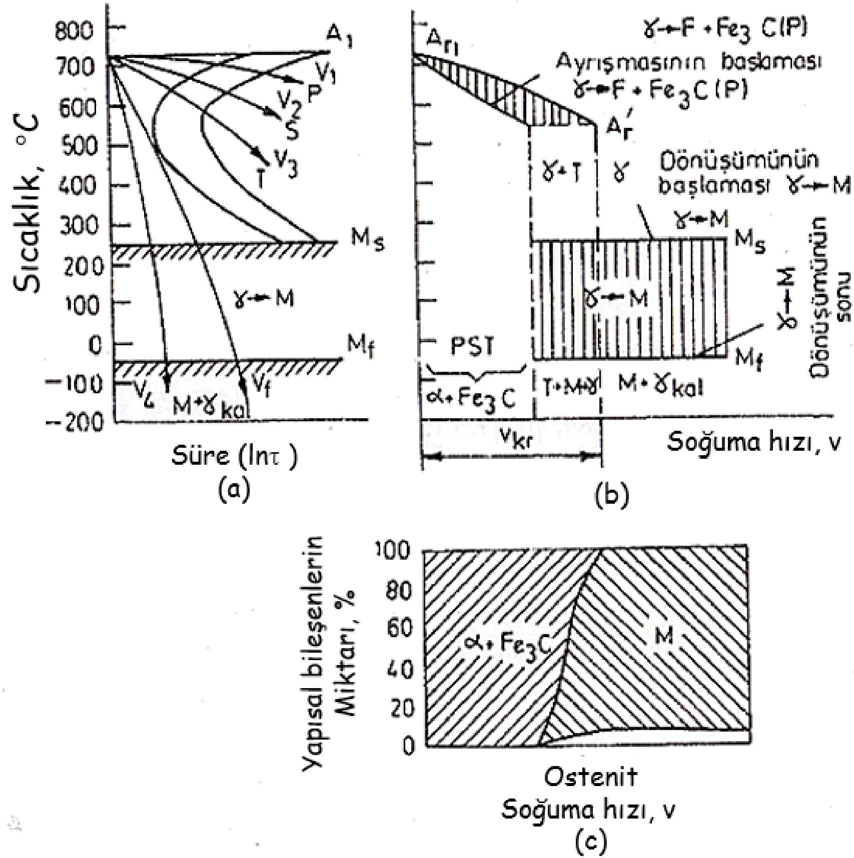
ve son bulmasını gösteren eğrileri sağa kaydırır; yani, bekleme süresinin daha uzun olduğu tarafa kaydırır. Araştırmacılar perlit dönüşüm bölgesindeki aşırı soğutulmuş ostenitin kararlılığını bu bölgede alaşımlı ostenitin ayrışmasının bir sonucu olarak, ferrit, alaşımlı sementit veya özel bir karbür oluşumu gerçeğinden kaynaklandığını göz önüne alır. Böyle bir ferrit-karbür yapısı oluşturmak için sadece karbonla değil aynı zamanda alaşım elementleri de γ-katı çözeltisi ve karbürler arasında difüzyon yardımıyla yeniden dağıtılmalıdır. Karbür yapıcı elementler, karbür oluşturur ve karbür yapmayan elementler ise ferrite yapısına girer. Geciktirilmiş ostenitin pelit bölgesindeki ayrışması, alaşım elementlerinin ostenitteki difüzyon hızlarının düşük olması ve karbonun difüzyon hızı da karbür yapıcı elementlerin etkileri nedeniyle düşürülmesi ile açıklanabilir. Bundan başka alaşım elementleri, ostenitin ayrışması esasına dayanan $\gamma \rightarrow \alpha$ allotropik dönüşümün hızını azaltır.

Aşırı soğutulmuş ostenitin beynit dönüşüm bölgesinde sadece karbon difüzyonu mümkündür; alaşım elementlerinin difüzyonu mümkün değildir. Bu yüzden ostenit ayrışırken oluşan α-katı çözeltisi ve sementit türü karbür, ilk ostenitteki aynı alaşım elementi içeriğine sahiptir. Sonuçta beynit oluşumu için alaşım elementlerinin yeniden düzenlenmesi gerekmeksizin sadece karbon difüzyonuna gerek duyulur. Aşırı soğutulmuş ostenitin kararlılığı birkaç alaşım elementinin, örneğin Cr ve Ni, Mn ve Cr'un, aynı anda katılması ve miktarlarının artırılmasıyla yüksek bir dereceye çıkarılabilir. Alaşım elementleri perlit ve beynit bölgelerinde ostenitin kararlılığı üzerinde aynı etkiyi göstermez. Bir çok durumlarda maksimum dönüşüm hızı, yüksek karbonlu çelikler için, perlit dönüşüm bölgelerine karşılık gelirken (Şekil 9.20b) düşük karbon içerikli çeliklerde beynit bölgesine karşılık gelir (Şekil 9.20a).

Artan miktarlarda Ni, W ve Mo içeren düşük karbonlu çeliklerde perlit sıcaklık aralığındaki dönüşüm o kadar yavaşlar ki, deneysel olarak gözleyebilmek mümkün değildir. Bu nedenle, TTT diyagramlarında yalnızca beynit dönüşümü gösterilir (Şekil 9.20c). Bunun aksine bazı çeliklerde (örneğin %0.3-0.4 C ve %10-12 Cr içeren çelikler) beynit dönüşümünü kaydetmek pratik olarak imkansızdır ve perlit bölgesinde difüzyona dayalı ayrışma çizilir (Şekil 9.20d). TTT diyagramları metalurjistlerin seçilen çelikte hangi dönüşümün mümkün olduğunu, hangi sıcaklıklarda ve verilen bir sıcaklıkta gelişim hızını belirleme imkanı sağlar.

9.8 SÜREKLİ SOĞUTMADA OSTENİT DÖNÜŞÜMÜ

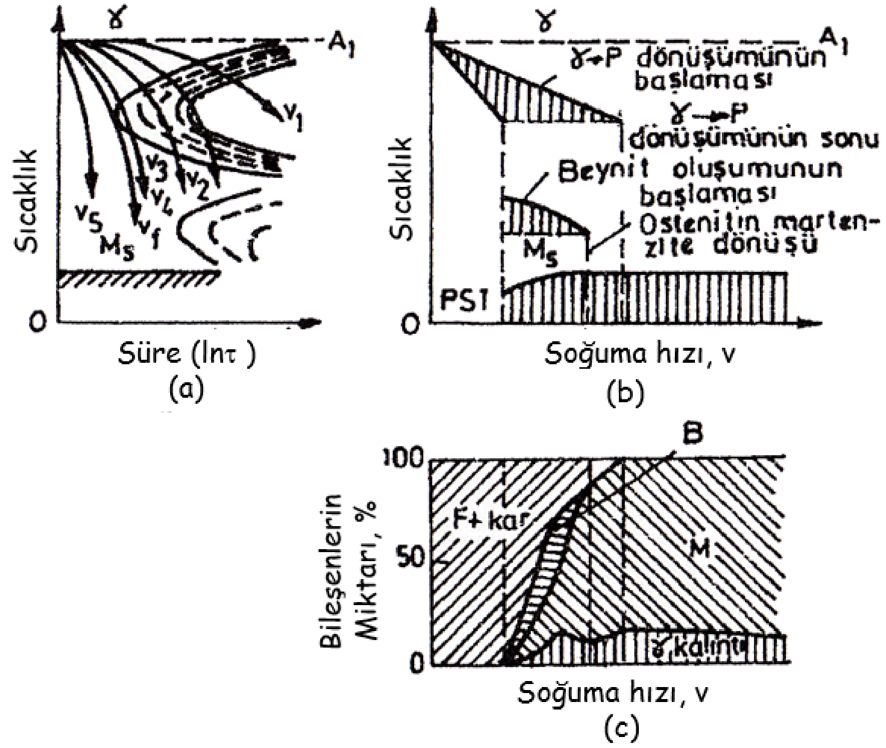
Ostenit A_1 sıcaklığına aşırı soğutulduğu zaman, serbest enerjisi pratik olarak düşük sıcaklık fazlarının serbest enerjisine eşittir ve bu yüzden, bu şartlar altında, dönüşüm ilerleyemez. Pratikte gerçek soğuma hızları kullanıldığı A_1 altındaki sıcaklığa hızlı soğutulduğunda, ostenit yarı kararlı hale gelir ve daha kararlı yapılara dönüştürülür. Soğuma hızı yükseldikçe, ostenitin A_1 denge noktasına göre, aşırı soğuma derecesi büyüyecektir. Şekil 9.21'de ostenitin ayrışma sıcaklığı ve ötektoid çeliğinde soğuma işlemi sonrası soğuma hızının mevcut olan yapısal bileşenlerin miktarlarına etkisini göstermektedir.



Şekil 9.21: Ötektoid çelikte; (a) aşırı soğutulmuş ostenitin ayrışması için TTT diyagramlarında soğuma eğrilerinin gösterilmesi; (b) şematik diyagram ostenitik dönüşüm sıcaklığına soğuma hızının etlisini göstermektedir; (c) elde edilen yapısal bileşenlerin miktarına soğuma hızının etkisi görülmektedir.

Ostenitin izotermal ayrışmasında soğuma hızı arttıkça ve ayrışma sıcaklığı düştükçe, daha fazla yayılmış ince ferrit-sementit yapısı elde edilir (Şekil 9.21). Sonuç olarak v_1 düşük soğuma hızında perlit (Şekil 9.21a); v_2 yüksek soğuma hızında sorbit ve daha yüksek bir soğuma hızında (v_3) trostit meydana gelir. Beynit genellikle çeliğin sürekli soğutulması sırasında meydana gelmez. Yüksek soğuma hızlarında (Şekil 9.21b) ostenitin bir kısmı M_s noktasına aşırı soğutulur ve martenzite dönüşür. Bu durumda yapı trostit ve martenzitten ibarettir.

Çok yüksek soğuma hızlarında ostenitin difüzyona dayalı ayrışması tamamen imkansız hale gelir. Daha sonra, ostenit M_s noktasına aşırı soğutulur ve martenzite dönüştürülür (Şekil 9.21a'da v_4 eğrisi). Ostenit, martenzite hiç bir zaman tamamiyle dönüştürülmez. Bundan dolayı sertleştirilmiş çelikte martenzitle birlikte bir miktar kalıntı ostenit daima bulunur (Şekil 9.21a,b ve c). Ostenitin tamamının M_s noktasına aşırı soğutulduğu ve martenzite dönüştüğü minimum soğutma hızına *kritik soğuma* veya *su verme hızı*



Şekil 9.22: Yüksek kararlılığa sahip bir alaşımlı çelikte, beynit dönüşümü bölgesinde aşırı soğutulmuş ostenitin dönüşümü, (a) aşırı soğutulmuş ostenitin izotermal dönüşümünün kinetikleri; (b) dönüşüm sıcaklıklarına soğuma hızının etkisi; (c) dönüşümün sonundaki yapısal bileşenlerin miktarlarına soğuma hızının etkisi.

denir.

Alaşımlı çelikler çeşitli hızlarda soğutulduğu zaman (Şekil 9.21) çok karışık yapılar meydana gelir. Eğer ostenit perlit bölgesinde beynit bölgesinden daha hızlı bir şekilde ayrışırsa, düşük bir soğuma hızı (v_1 ve v_2 eğrileri) şartıyla perlit elde edilir. Yüksek bir soğuma hızında v_3 eğrisi perlite ilave olarak beynit oluşur ve perlit ve beynit bölgelerinde ostenitin bir kısmı martenzite dönüşmez. Soğutulmış bu çeliklerin yapısı perlit, beynit, martenzit ve bir miktar kalıntı ostenitten ibarettir (Şekil 9.22c).

Beynit bölgesindeki kısmi dönüşüm, ostenit bileşimini değiştirir. Bölge karbonca zenginleşerek M_s noktasına karşılık gelen sıcaklıklığı düşürür ve kalıntı ostenit miktarı artar. Daha yüksek bir soğutma hızında (Şekil 9.22a'da v_4 eğrisi) perlit dönüşümü kısmen tamamlanır; ostenitin büyük bir kısmı M_s noktasına karşılık gelen sıcaklığa aşırı soğutulur ve martenzite dönüştürülür. Soğutulmuş çelik, trostit, martenzit ve kalıntı ostenitten oluşan bir yapıya sahiptir. Kritik su verme hızının v_f eğrisi üzerindeki bir soğuma hızında (örneğin v_5 hızı) sadece martenzit oluşur.

Çeliğin bileşimi ile belirlelenen kritik soğuma (veya su verme) hızı çelik türleri için

aynı olmayıp çeliğin bileşimi ile belirlenen ostenit kararlılığına bağlıdır. Kararlılık artarsa, kritik soğuma (su verme) hızı azalacaktır. Karbon çelikleri yüksek bir kritik su verme hızına (800-200°C/s) sahiptir. Ötektoid çelik en düşük bir kritik hıza sahiptir. Ostenitin tane boyutunun artması ve daha homojen olmasıyla (daha yüksek ısıtma sıcaklığı), aşırı soğumuş ostenitin kararlılığı artar ve daha düşük kritik su verme hızları elde edilir.

Ostenit kararlılığını artıran alaşım elementleri kritik su verme hızını keskin bir şekilde azaltır. Örneğin %1 C içeren çeliğe %1 Cr ilave edilirse, kritik su verme hızı yarı yarıya düşürülür. %0.4 Mo ilavesi kritik hızı 200'den 50 °C/s'e düşürür. Kritik hız Mn ve Ni veya daha az tungusten ilavesiyle şiddetlice düşürülür. Birçok alaşımlı çelikte kritik hız 20-30°C/s veya daha az bir seviyeye düşürülür. Kobalt, ostenit kararlılığını azaltan ve kritik su verme hızını yükselten yegane alaşım elementidir.

9.9 OSTENİT DÖNÜŞÜMÜNÜN TERMO-KİNETİK DİYAGRAMI

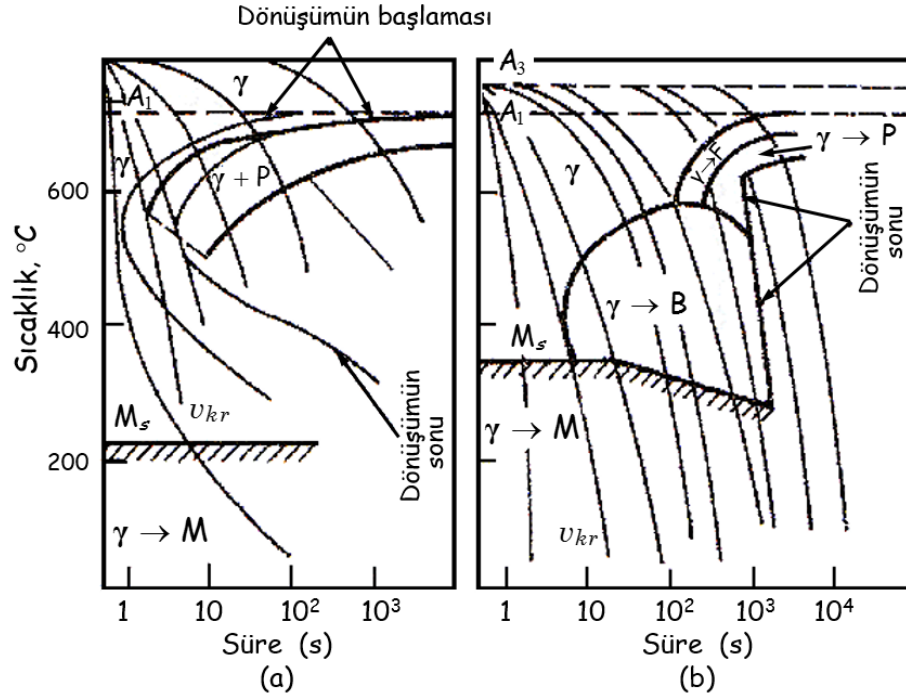
Ostenitin izotermal ayrışma diyagramları (TTT diyagramları) sürekli soğutmada meydana gelen dönüşümler hakkında sadece yaklaşık bilgi sunar. Sürekli soğutma sırasında ostenitin minimum kararlılık süresi, izotermal ayrışmadaki süreden %50 daha uzundur. Birinci bir yaklaşım olarak, kritik soğuma (su verme) hızı aşağıdaki formülle saptanabilir:

$$v_{cr} = \frac{A_1 - t_{min}}{1.5\tau_{min}}, \qquad (^\circ\mathrm{C/s})$$

burada A_1 denge noktasına (727°C) denk gelen sıcaklık; t_{min} aşırı soğutulmuş ostenitin minimum kararlılık sıcaklığı; τ_{min} perlit bölgesindeki minimum kararlılık süresi (s)'dir.

Son yıllarda uygun ısıl işlem tekniklerinde çeşitli izotermal ısıl işlem prosedürleri için arzu edilen TTT diyagramlarına ilaveten termokinetik diyagramlar da kullanılmaktadır. Termokinetik diyagramlar, sürekli soğuma sırasındaki faz dönüşümleri ve elde edilen yapısal bileşenler hakkında daha doğru bilgi sağlar. Genelllikle CCT (sürekli soğuma dönüşümü) diyagramı olarak anılır.

CCT diyagramları da sıcaklık-süre eksen takımında çizilir; eğriler perlit ve beynit dönüşümlerinin başlangıçını ve sonunu gösterir ve bu dönüşümlere karşılık gelen bölgeler belirtilir (Şekil 9.23). Bu diyagramlar karbon çeliklerinde düşük soğuma hızlarında ostenitin sadece difüzyona dayalı olarak ayrılıp çeşitli oranlarda dağılmış bir ferrit-sementit yapısı (perlit, sorbit ve trostit) oluşturduğunu gösterir. v_{cr} üzerindeki yüksek soğuma hızlarında ostenitin difüzyona dayalı ayrışması durur ve ostenit yalnızca martenzit dönüşümüne uğrar. Alaşımlı çelikte beynit dönüşüm bölgeside mevcut olup, bu bölgede ostenit ayrışıp beynit oluşur (Şekil 9.23b). Soğuma hızındaki bir artış perlit dönüşümünü önler ve beynit dönüşümüne yol açar. Beynit dönüşümü tamamlanmaz. Bu yüzden soğumuş çelikte en sonunda beynitle birlikte martenzit ve kalıntı ostenit bulunur. Martenzitik bir yapı elde etmek için soğuma hızı perlit ve beynit dönüşümünün mümkün olmadığı kritik değerin üzerinde olmalıdır.

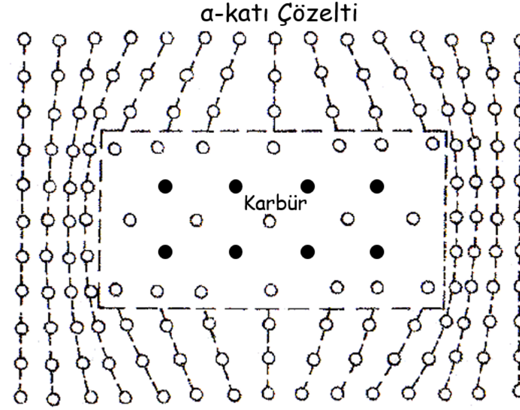


Şekil 9.23: Aşırı soğumuş ostenitin dönüşümünün termokinetik diyagramları, (a) ötektoid çelik (ince eğriler TTT diyagramını gösterir); (b) %0.38 C, %1.0 Cr, %0.15 Mo içeren ötektoid altı alaşımlı çelik.

9.10 ÇELİĞİN TEMPERLENMESİ

Sertleştirilmiş durumdaki bir adi çeliğin A_1 noktasının altındaki bir sıcaklıkta ısıtılması işlemine *temperleme* denir. Sertleştirilmiş çeliğin tipik yapısını dengesiz fazlar olan martenzit ve kalıntı ostenit oluşturur. Çeliğin daha kararlı bir yapıya dönüşmesi, martenzit ve kalıntı ostenitin ayrışmasına ve ferrit ve sementitten ibaret bir yapı oluşumuna eşlik etmelidir. Bu fazlar difüzyonla ayrışır ve bu yüzden difüzyon hızı esasen ısıtma sıcaklığı ile belirlenir. Bu iki fazdan biri olan martenzit, çelik ısıtılırken öncelikle ayrışmaya başlar.

Martenzit Ayrışması (Temperlemede Birinci Dönüşüm): 150°C'nin altında ilerleyen dönüşümün ilk durumunda martenzit kristalleri içinde ε-karbürleri oluşur. Bu karbür parçacıkları, karbür kristallerini çevreleyen, doğrudan martenzit bölgesinden ayrılan karbondan oluşur. Daha uzak bölgeler sertleştirmeden sonra, başlangıç karbon konsantrasyonunu korurken, bu bölgelerdeki karbon konsantrasyonu azalır. Böylece 150°C'nin altındaki düşük sıcaklıklara ısıtılmış çelik, çökeltilmiş karbür parçacıklarına ilaveten aynı anda iki tür α-katı çözeltisine (martenzit) sahiptir. Biri düşük diğeri ise yüksek (başlangıç) karbon konsantrasyonuna sahiptir. Bu nedenle martenzit ayrışmasının bu şekline *arada kesiklik gösterir* denir.



Şekil 9.24: α- katı çözeltisinin küçük kristalleri içinde oluşan karbür çekirdekleri tarafından kafesin nasıl zorlandığını gösteren şematik diyagram. Beyaz daireler demir atomlarını, siyah daireler ise karbon atomlarını göstermektedir.

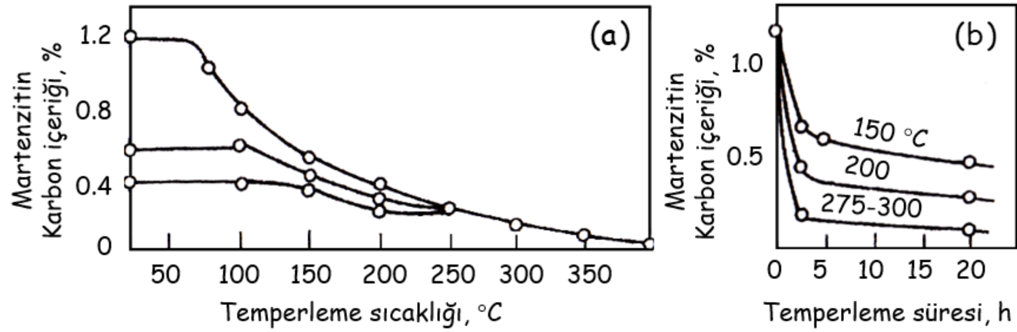
150°C'nin altındaki sıcaklıklarda difüzyon hızı düşüktür. Sonuç olarak oluşmuş karbür parçacıklarının boyutu artmaz. Martenzit ayrışması ile birlikte yeni karbür çekirdekleri genellikle martenzit kristalerini sınırlarında ve hata yoğunluğunun fazla olduğu bölgelerde meydana gelir.

Çökeltilmiş karbür parçacıklarının kalınlıkları birkaç atom tabakası ve uzunluğu ise, bir kaç yüz angström kadar olan ince plakalar şeklindedir. Karbür parçacıkları α-katı çözeltisinin kafesiyle uyum içinde bulunmaktadır (Şekil 9.24). ε-karbür ve α-katı çözeltisinin özgül hacimleri farklı olduğu için her iki fazın kristal kafesinde şiddetli mikro çarpılmalar gelişir. 150-350°C sıcaklıkları arasında martenzit ayrışmasının *ikinci aşaması* oluşur. Bu tip ayrışma martenzitten karbür ayrışmasından oluşur ki, α-fazında karbon tüketilsin.

Bu temperleme sıcaklıklarında karbon difüzyonu yüksek bir hızda seyreder. Karbür kristalleri yüksek bir karbon konsantrasyonuna sahip olan katı çözelti (martenzit) bölgesinden sağlanan karbon atomları vasıtasıyla büyütülür. Bu nedenle bu konsantrasyon sonuç olarak martenzit kristallerinde hemen hemen üniform olduğu görülür.

Düşük sıcaklıkta temperleme ile oluşmuş karbür parçacıklarının kristalografik yapı ve bileşimi sementitinkinden farklıdır. Birçok araştırmada, düşük sıcaklık temperlemesini takiben martenzit içinde hekzagonal ε-karbürlerin (Fe_xC, muhtemelen Fe_2C) varlığı belirlenmiştir. Daha kararlı sementit yerine temperlemede ε-karbür oluşumunun nedeni α-katı çözeltisi ve ε-karbür arasında sınırdaki uyum nedeniyledir. Sonuç olarak yüzey enerjisi, martenzit ve sementit arasındaki sınırınkinden düşüktür. Bu yüzden bu karbürün küçük bir çekirdeğinin oluşumu için daha küçük enerji salınımlarına gerek duyulur.

Alaşımlı çeliklerin düşük sıcaklıklarda alaşım elementlerinin difüzyona bağlı olarak yeniden düzenlenmesi söz konusu değildir. Neticede çökmüş karbür parçacıkları, martenzitteki gibi aynı alaşım elementi içeriğine sahiptir. 350°C'nin altındaki sıcaklıklarda tem-



Şekil 9.25: Martenzitin karbon içeriği, (a) %0.4-0.6 ve 1.2 C içeren çeliklerde temperleme sıcaklığına bağlı olarak; (b) %1.2 C içeren çeliğin sıcakta bekleme süresine bağlılığı.

perlemenin bir sonucu olarak oluşmuş yapıya *temperlenmiş martenzit* denir. Temperlenmiş martenzit normal martenzite göre daha düşük karbon konsantrasyonuna sahip olup martenzit kafesine uyumlu bir şekilde yapışmış durumdaki küçük ε-karbürlerine sahiptir. Temperlenmiş martenzit kristalleri ilk martenzit yapıyı korur; fakat hata yoğunluğu daha azdır. Temperlenmiş martenzitin karbon içeriği ısıtma süresi ve sıcaklığına ve martenzitin başlangıç bileşimine bağlıdır. Temperleme sıcaklığı yükseldikçe, katı çözeltinin (martenzit) karbon içeriği düşecektir (Şekil 9.25a). Her temperleme sıcaklığı martenzitin belirli bir karbon içeriğine denk gelir. Bu sıcaklıklarda ısıtma süresindeki bir artışla önce karbonun şiddetli bir biçimde çökelmesi gözlenir; sonra bu proses yavaşlar ve uzun süre tutulursa pratik olarak durur (Şekil 9.25b).

α-katı çözeltisindeki karbonun tüketilmesi α-katı çözeltisi kafesinin tetragonallik derecesini (c/a) aşamalı olarak azaltır ve 300-350 °C sıcaklık aralığında pratik olarak kübik bir kafes gibi birim hücre halini alır. Bu durum α-katı çözeltisinde (martenzitik) kalan karbon miktarının denge değerine yaklaştığını gösterir. Fakat α-katı çözeltisinin kafesi elastik olarak çarpılır. Temperleme sırasında martenzitteki ayrışmaya hacimde meydana gelen azalma eşlik eder.

Alaşım elementlerinin, sadece 150°C'nin altında, martenzit üstüne ihmal edilebilir bir etkisi vardır. Yüksek sıcaklıklarda Cr, Mo, W, V, Ti ve Si ilavesi, martenzit ayrışmasını ve karbür parçacıklarının oluşma ve büyümesini şiddetli bir biçimde geciktirir. Bu durum pratik açıdan çok önemlidir. Karbon ve düşük alaşımlı çeliklerde martenzit 300-350°C'ye kadar yüksek sertliğini korur; yüksek alşımlı çeliklerde 450-550°C'ye ve hatta daha yüksek sıcaklıklara kadar sertliğini korur.

Kalıntı Ostenitin Dönüşümü (Temperlemede İkincil Dönüşüm): Fazla miktarda kalıntı ostenit içeren yüksek karbonlu veya birçok orta karbonlu alaşımlı çeliklerin temperlenmesinde 200 ile 300°C aralığında beynit dönüşümü meydana gelir. Kalıntı ostenitin dönüşümünün bir sonucu olarak aynı sıcaklıkta martenzitin temperlenmesindeki gibi aynı fazlar meydana gelir (martenzitten karbon tüketilmesi ve karbür parçacıkları). Fakat bu ayrışma ürünlerinin yapısal durumu martenzitin dönüşüm ürünlerinden farklılık gösterir.

Alaşım elementlerinin çoğunluğu hem M_s sıcaklığını düşürdükleri için sertleştirilmiş çelikteki kalıntı ostenit miktarını hem de temperlemede kalıntı ostenitin ayrışma sıcaklık aralığını artırırlar. Bazı yüksek alaşımlı çeliklerde, örneğin %35 kalıntı ostenit içeren yüksek hız çelikleri 550- 600°C'de temperlemeden sonra ayrışır.

İç Gerilmelerin Giderilmesi ve Karbür Dönüşümü (Temperlemede Üçüncü Dönüşüm): α-katı çözeltisinden (martenzit) karbon çökelmesi 350-400°C'de tamamlanır. Ferrit ve karbür kafeslerinin uyumluluğu bozulur ve birbirinden yalıtılırlar. Bu durum sementit dönüşümünün bir sonucu olarak aynı anda meydana gelen karbür dönüşümü nedeniyledir (ε- $Fe_xC \rightarrow Fe_3C$).

Karbür parçacıklarının boyut ve şekli değişmesinin yanısıra, parçacıklar bir küresel şekile benzer. Bu temperleme sıcaklıklarında karbür dönüşümü ile birlikte oluşan diğer prosesler; martenzit dönüşümünde sertleşme sırasında oluşan mikro ve makro gerilimlerin giderilmesi ve α-fazının poligonlaşması gibi altyapı değişimleridir. Genellikle 350-400°C'de temperlenmiş yapıya *temper trostiti* denir.

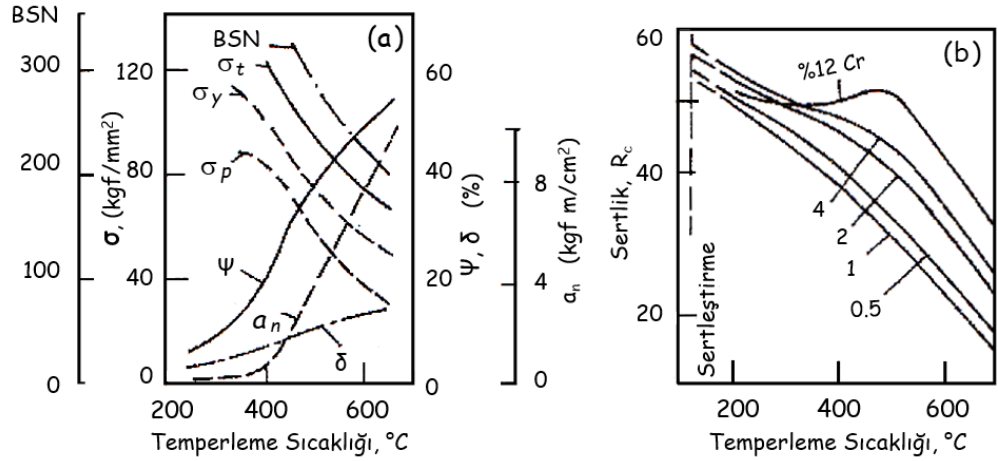
Karbür Birleşmesi (500-680°C'de Dördüncü Dönüşüm): Temperleme sıcaklığının 400-500°C'nin üzerine çıkartılması, karbon çelikleri ve çoğu düşük ve orta alaşımlı çeliklerin faz bileşimini değiştirmez. Bununla beraber mikro yapı daha yüksek sıcaklıklarda değişir: karbür birleşmesi ile küreleşme oluşur ve α-fazının alt yapısı değişir.

Karbürlerin temperleme işlemi esnasında birleşmesi, daha küçük sementit parçacıklarının çözünmesi ve büyüklerin ise büyümeleri üzerine karbon atomlarının α-katı çözeltisinden karbonunu tüketerek geçişi nedeniyledir. Yüksek temperleme sıcaklığında elde edilen yapıya *temper sorbiti* denir.

Aşırı soğutulmuş ostenitin ayrışmasının bir sonucu olarak elde edilmiş trostit ve sorbitin aksine, temper sorbit veya temper trostitin yapısındaki karbür parçacıkları levhasal yapıdan ziyade granüler şekildedir. Granüler yapıların oluşumu çeliğin birçok özelliğini geliştirir. Aynı sertlikte granüler yapıdaki bir çeliğin çekme mukavemeti, sünekliği, akma mukavemeti, kesit büzülmesi ve darbe dayanımı daha yüksektir.

Karbür parçacıklarının boyutu 400-500°C'de temperlemeden sonra 3×10^{-5} mm (temper trostit) iken birleşmenin bir sonucu olarak 10×10^{-5} mm olur. A_1 noktasına yakın sıcaklıklarda karbür parçacıklarının boyutu yaklaşık 30×10^{-5} mm olan daha kaba ferrit-karbür yapısı oluşur. Bu yapıya *granüler sementit* veya *granüler perlit* denir.

Mo, W, Cr ve V gibi alaşım elementleri birleşmeyi geciktirir. Bu nedenle, bu elementlere sahip alaşımlı çelik aynı sıcaklıkta temperlendikten sonra karbür parçacıkları daha fazla dağılım sağladıklarından yüksek mukavemete sahip olur. Bu yüksek sıcaklıklarda alaşım elementleri de difüzyona uğrayabilir. Bu durum alaşım elementlerinin ferrit ve sementit arasında yeniden düzenlenmesine yol açar. Mo, W, V ve Cr gibi karbür yapıcı alaşım elementleri ferritten sementite, karbür yapmayan elementler ise, sementitten ferrite difüze olur. Sementitin doyma noktasına kadar alaşım elementlerince zenginleştirilmesi, sementitin $M_{23}C_6$, M_7C_3, M_2C veya MC gibi özel bir karbüre



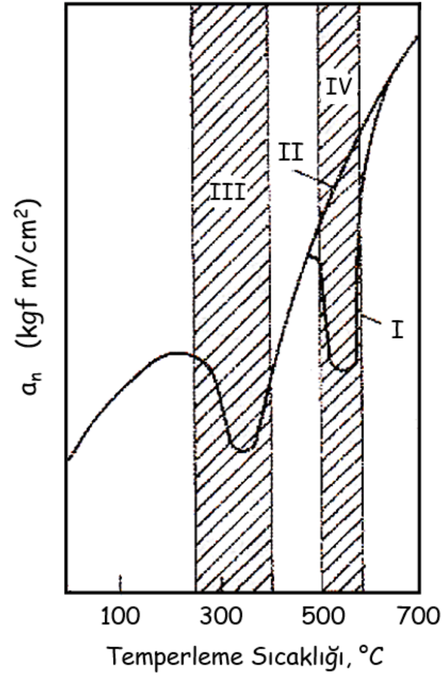
Şekil 9.26: Temperleme sıcaklığının çeliğin mekanik özellikleri üzerine etkisi, (a) %0.44 C içeren çelik; (b) %0.44 C ve değişik oranlarda krom içeren çelik.

dönüşmesine yol açar. Bunlar sementit parçacıklarının bulundukları yerlerde oluşur (yerinde dönüşüm). Ayrıca çökelme sertleşmesine (ikincil sertleşme) neden olan özel karbürlerin doğrudan çökelmesiyle sertleşme de mümkündür.

TEMPERLEMENİN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Çeliğin bütün özellikleri, temperleme işlemi sırasında martenzit ayrışması ile etkilenir. Çeliğin gevrek kırılma eğilimi, düşük temperleme sıcaklıklarında (200 veya 250°C'e kadar) azalır. Düşük sıcaklık temperlemesinden sonra sertleştirilmiş ve temperlenmiş çeliğin sertliği, çelikteki alaşım elementi içeriğinden ziyade α-katı çözeltisindeki karbon içeriğine bağlıdır. Bu yüzden sertleştirme işleminden sonra yüksek sertliğe sahip olan çelikler 200 veya 250°C'ye kadar olan sıcaklılarda temperlendikten sonra (martenzitin içerdiği karbon miktarının yüksek olması nedeniyle) bu sertliklerini korurlar. Düşük sıcaklık temperlenmesinden sonra çeliğin mukavemeti ve tokluğu, makro ve mikro gerilimlerin azalması ve yapıdaki değişimler yüzünden nisbeten artar. Temperleme sıcaklığının 200-250°'den 500-680°C'ye yükselmesi ile sertlik, çekme mukavemeti ve akma noktası önemli ölçüde düşer ve yüzde uzama ve kesit büzülmesi değeri artar (Şekil 9.26a).

Bu durum α-katı çözeltisinin karbon içeriğindeki azalma α-fazı ve karbürler arasındaki sınırlarda uyumun (koherans) bozulması ve çelikte önce kendine gelme ve daha sonra yüksek sıcaklıklarda yeniden kristalleşme ve karbür birleşmesi ile açıklanabilir. Bütün alaşımlı çelikler ve özellikle karbür yapıcı elementler içerenler aynı sıcaklıkta temperlendikten sonra karbon çeliklerininkinden daha yüksek bir sertliği vardır (Şekil 9.26b). Bu durum alaşımlı çeliklerdeki martenzit ayrışmasının (karbürlerin oluşumu ve birleşmesi) gecikmesinden kaynaklanır. Fazla miktarda Cr, W veya Mo gibi, alaşım elementleri içeren çeliklerin temperlenmesinde bile, yüksek sıcaklıklarda (500-680°) sertlik artabilir. Bu durum plastik deformasyona karşı direnci artıran özel karbür parçacıklarının martenzit çökelmesinden kaynaklanır.



Şekil 9.27: Çeliğin darbe direncinin, temperleme sıcaklığı ve temperlemeden sonraki soğuma hızına bağımlılığının şematik olarak gösterilişi, I-yavaş soğutma, II-hızlı soğutma; III-kalıcı kırılganlık sıcaklık aralığı; IV- giderilebilen kırılganlığı sıcaklık aralığı.

Alaşımlı Çeliklerin Temperlenmesinde Kırılganlık: Bazı alaşımlı çeliklerin 250-400°C ve 500-550°C sıcaklıklar arasında temperlenmesiyle, darbe direncini azaltır. Tokluktaki bu azalma *temper kırılganlığı* olarak bilinir. Şekil 9.27'de görüldüğü gibi alaşımlı çeliklerde iki çeşit temper kırılganlığı gözlenebilir. Birinci tip kırılganlık 250-400°C sıcaklık aralığında temperlemenin bir sonucu olarak meydana gelir ve buna *kalıcı temper kırılganlığı* denir. Bu tip kırılganlığın belirgin özelliği kalıcı karakterli olamasıdır; aynı sıcaklıkta ikinci bir temperleme işlemi tokluk özelliğini iyileştirmez. Bununla beraber bu tip kırılganlık 400° üzerinde ısıtma ile giderilebilir; bu durumda sertlik azalır. Temperleme işlemini takiben 250-400° sıcaklıkları arasına ısıtma darbe mukavemetini düşürmez.

Kalıcı temper kırılganlığı, çelikte parlak bir tanelerarası kırılma gösterir. Bu tür kırılma martenzitin üniform olmayan ayrışmasında oluşan üç boyutlu gerilmenin gelişmesi nedeniyle meydana gelir. Benzer şekilde birinci (kalıcı) tip temper kırılganlığının meydana geldiği sıcaklık aralığında temperleme işleminin yapılmasından kaçınılır. Kırılganlığın ikinci çeşidi *giderilebilir temper kırılganlığı* veya *ikinci tip temper kırılganlığı* olarak isimlendirilir. Bu tür kırılganlık, belirli miktarda alaşım elementi içeren çeliklerin 500-550°C'de temperlendikten sonra fırın veya havada yavaş soğutulmaları veya bu sıcaklık aralığında çok uzun bir süre tutulmaları sonunda meydana gelir. Bu tür temper kırılganlığı, darbe mukavemetini büyük ölçüde azaltır ve en önemlisi kritik kırılganlık sıcaklığını yükseltir. Temper kırılganlık durumundaki çelikte bir çatlak başlatmak ve

özellikle çatlağın ilerlemesi için gerekli olan iş düşürülür. Temperleme sıcaklığından hızla soğutma (örneğin suda) ile bu tür kırılganlıktan sakınılabilir (Şekil 9.27). Temperleme sıcaklığından (500-650°C) hızlı soğutma ile lifli kırık yapısına sahip tipik bir sünek durum elde edilir. Yavaş soğuma sonrası bir gevrek kristalli kırılma elde edilir.

İkinci tip kırılganlığın önemli olan tarafı giderilebilir tipte olmasıdır. 500-550°C' den yavaş soğuma sonucu meydana gelen kırılganlık, temperleme işleminin 600-650°C'de tekrar edilmesi ve bunu takiben hızlı soğutma ile giderilebilir. 500-550°C de belirli bir süre tutularak yapılan temperleme ile yeniden ikinci tip kırılganlık durumu ortaya çıkabilir. İkinci tip kırılganlık, fazla miktarda fosfor, manganez, silisyum veya krom içeren çeliklerde veya krom ve nikel veya manganezin birlikte ilave edildikleri çeliklerde gözlenir. Molibden veya volframın çeliğe az miktarlarda (%0.2-0.3 Mo veya %0.5-0.7 W) ilavesi temper kırılganlık eğilimini büyük oranda azaltır.

İkinci tip temper kırılganlığının nedeni, muhtemelen çözünmüş bazı element atomlarının tane sınırlarına difüzyonu ve tane yüzeylerinin bu elementlerce doyurulması ile ilişkilidir. Burada çok ince dağıtılmış artık fazlar (karbürler, fosfürler gibi) çökelmez. Özellikle sınır bölgesinin fosforca zenginleşmesinin çok kötü etkisi vardır. Bu durum tanelerarası çatlakların oluşumu için gerekli işi azaltarak, temper kırılganlığının gelişmesine yol açar. Bazı araştırmacılar ikinci tip temper kırılganlığı ile karbür, nitrür, fosfür gibi dağılmış fazların α-katı çözeltisinden tane sınırlarına çökelmesini birbirine benzetirler.

9.11 DEFORMASYON VE TERMAL YAŞLANMA

Metallerin mikro yapılarında belirgin bir değişiklik olmaksızın özelliklerinde zamanla meydana gelen değişiklere yaşlanma denir. Bu prosesler en çok düşük karbonlu çeliklerde meydana gelir. Çeliklerde termal ve deformasyon yaşlanması olmak üzere iki tip yaşlanma prosesi görülür. *Termal yaşlanmaya*, *çökelme sertleşmesi* de denir. α-demirde sıcaklıkla birlikte karbon çözünürlüğündeki değişmeye dayanır (Şekil 7.2).

650-700°C'den hızlı soğutma ile (örneğin kaynakta, haddeleme işleminden sonra levhanın soğuması vb) düşük karbonlu çelikte üçüncül sementitin çökmesini geciktirir ve oda sıcaklığında aşırı doymuş bir α-katı çözeltisi (ferrit) olarak kalır. Eğer çelik müteakip olarak oda sıcaklığında (doğal yaşlandırma) veya 50-150°C'ye yükseltilmiş sıcaklıklarda (yapay yaşlandırma) tutulursa, bir Cottrell atmosferi veya dağılmış parçacıklar halinde üçüncül sementit (ε-karbür) halinde çökelir. Ticari demir veya çeliğin yaşlanması, $Fe_{16}N_2$ veya Fe_4N parçacıklarının katı çözeltiden ayrılması da meydana gelebilir.

Termal yaşlandırma düşük karbonlu çeliklerde etkilidir. Daha yüksek bir karbon içeriğinde, perlit dönüşümünde meydana gelen büyük miktardaki sementit parçacıklarının çekirdekleştirici etkisi nedeniyle üçüncül sementitin (ε-karbür) bağımsız bir şekilde çökelmesi gözlenemez.

Deformasyon Yaşlanması: Bu proses eğer yeniden kristalleşme sıcaklığından düşük sıcaklıklarda özellikle 20°C'de olursa plastik deformasyonu takip eder. Deformasyon

sertleşmesi 200°C'de 15 veya 16 günde, 200-350°C'de ise yalnızca bir kaç dakikada meydana gelir.

Termal ve deformasyon yaşlanmasının her ikiside sertlik ve mukavemeti artırır; fakat aynı zamanda darbe direncini ciddi bir şekilde düşürür, kritik kırılganlık sıcaklığını yükseltir. Termal yaşlanma sırasındaki mukavemette görülen artış, ferritten çökelen karbür ve nitrürlerin önemli derecede mikro gerilimler üretmeleri ve dislokasyonların hareketini önlemeleri ile açıklanır. Deformasyon sertleşmesinde artık fazın çökelmesi nedeniyle değil, ama dislokasyon kümeleri etrafında karbon ve azot atomlarının bir Cottrell atmosferi oluşturarak dislokasyonların hareketini önlemesi nedeniyledir. Deforme edilmiş çelik ısıtıldığında karbür parçacıkları ve yarı kararlı karbür-nitrür fazı [$Fe_{16}(N,C)_2$] veya kararlı nitrür fazı (Fe_4N) oluşabilir.

Bir soğuk işlem ile birlikte termal işlemin aynı anda yapılması çelikte termal deforasyon yaşlanmasına neden olabilir. Yaşlanma bir çok çeliğin işlem ve performans özelliklerinin üzerine zararlı etkisi vardır. Yapı ve köprü çeliklerinde eğilmedeki plastik deformasyona, yapı ve kaynak işlemine maruz bırakıldıklarında meydana gelebilir. Düşük sıcaklıklarda kırılganlığın yoğunlaşması, yaşlanmanın yapısal hataya sebebiyet vermesi olabilir. Deformasyon sertleşmesinin ilerlemesi, presleme işlemi ile üretilen levha çeliklerin işlenebilirliğini şiddetli bir biçimde azaltır. Bu nedenle birçok karbon çeliğinde deformasyon yaşlanmasına karşı hassasiyet belirlenir. Çeliğin yaşlanmaya olan eğilimi, aluminyum, titanyum veya vanadyumla aşılama yoluyla azaltılabilir.

Bölüm 10

ÇELİĞİN ISIL İŞLEMİ

Malzemenin yapı ve özelliklerini farklı şekillerde etkileyen ve yarı mamul malzeme ile son ürünlere konulan şartları karşılayan ve pratikte uygulanan, esas ısıl işlem türleri (1) tavlama, (2) normalleştirme, (3) sertleştirme, (4) temperlemedir.

10.1 BİRİNCİ TİP TAVLAMA

Birinci tip tavlama, çeliğin başlangıç şartlarına ve işlemin uygulanacağı sıcaklığa bağlı olarak homojenleştirme, yeniden kristalleşme ve kalıntı gerilimlerinin giderilmesini içerebilir. Bu tip tavlamanın belirgin özelliği, ısıl işlem sırasında alaşımın faz dönüşümleri içermesinden bağımsız olmasıdır. Bu nedenle birinci tip tavlama faz dönüşümlerinin üstünde veya altında yapılabilmektedir. Bu tür işlemin amacı, tavlamanın sıcaklık şartlarına bağlı olarak, önceki işlemin neden olduğu fiziksel veya kimyasal homojensizlikleri gidermektedir.

Homojenleştirme (Difüzyon Tavlaması): Difüzyon tavlaması, alaşımlı çelik ingotlara, dendritik ve kristallerarası segregasyonları azaltmak amacıyla uygulanır. Bu segregasyonlar çeliğin soğuk işleme, gevrek davranışa, özelliklerin anizotropisine ve levhasal kırılma ile kırılmada görülen ince iç çatlaklar gibi hatalara duyarlılığını azaltmaktadır.

Dentritik segregasyon, alaşımlı çeliklerin süneklik ve tokluğunu düşürür. Dolayısıyla ingotların yanısıra, büyük boyutlu dökümler birçok durumda homojenleştirilir. Çelik, difüzyon tavlamasında, yüksek sıcaklıklara (1100-1200°C) ısıtılmalıdır; çünkü çeliğin bileşiminin her yerde aynı olmasını sağlayan difüzyon tavlaması, bu sıcaklıklarda daha kolay tamamlanır. Difüzyon tavlamasında gereken toplam süre (ısıtma, bekletme ve soğutma), büyük metal şarjlarında 50-100 saat ve hatta daha fazla olabililir. Bekleme süreleri de çeliğin bileşimi ve şarj miktarına bağlı olarak 8-20 saat arasında değişir. Tavlama için gerekli süre ve yakıt sarfiyatını azaltmak için sıcak ingotlar (döküm sonrası doğrudan) fırına sevkedilmektedir.

Difüzyon tavlamasıyla iri taneler oluşur. Bu hata ingota müteakiben plastik işlem uygulanmasıyla ortadan kaldırılabilir. İngotun yüzey hatalarını yok etmek için, bazen son olarak 670-680°C'ta 1-16 saat tavlama yapılır. Bu işlem sertliği düşürür. Homojenleştirme sonrası döküm ürünlerine, taneleri inceltmek ve özellikleri iyileştirmek amacıyla tam tavlama veya normalleştirme uygulanır.

Yeniden Kristalleşme Tavlaması: Bu işlem, soğuk işlenmiş çeliğin yeniden kristalleşme sıcaklığına ısıtılması, bu sıcaklıkta bekletilmesi ve soğutulmasını içerir. Bu tip tavlama ya soğuk işlemden önce ya da soğuk işlem süreçleri arasında oluşan işlem sertleşmesini ortadan kaldırmak için ara işlem olarak da uygulanabilir. Bazı durumlarda yeniden kristalleşme tavlaması son ısıl işlem olarak uygulanabilir.

Yeniden kristalleşme tavlama sıcaklığı çeliğin bileşimine bağlı olup, genellikle 650-700°C arasındadır. Daha fazla karbon ve alaşım elementi içeren çelikler daha yüksek yeniden kristalleşme sıcaklığı gerektirir. Çeliğin her yerinde yeniden kristalleşmeye ulaşmak ve tavlama süresini düşürmek için tavlama sıcaklığı yeniden kristalleşme eşiğinin da-ha üstünde seçilir. Genellikle soğuk işlem uygulanan (haddeleme, dövme ve tel çekme) %0.08-0.2 C içeren karbon çelikleri 680-700°C'da tavlanır. Yüksek karbonlu alaşımlı çelik (Cr, Cr-Si, vs) 700°C'da tavlanır. Isıtma süresi 0.5-1.5 saat arasında değişir. Ferritin yeniden kristalleşmesine ilaveten, tavlama çelikteki sementitin birleşmesine ve küreleşmesine yol açabilir. Bu durum sünekliği artırarak plastik deformasyonu kolaylaştırır.

Gerilim Giderme Tavlaması: Bu tip tavlama dökümlere, kaynak edilmiş parçalara ve makinada işlenmiş iş parçalarına uygulanır. Bu durumlarda üniform olmayan soğuma, üniform olmayan plastik deformasyon, vs nedenlerle önceki işlemden dolayı kalıntı gerilimler oluşmaktadır. Tavlama sıcaklığı, 200-700°C arasında olmakla birlikte, çoğunlukla 350-700°C arasındadır. Bekleme süresi genellikle tecrübelerle belirlenir ve bir kaç saat kadardır. Örneğin, büyük ve karmaşık şekilli kesici takım, kaba işleme veya tesviye sonrası gerilimi artması için 650-700°C'da 1-3 saat tavlanır. Daha sonra 300-400°C'a yavaş soğutulur[1]. Kalıntı gerilimler tavlamada esas olarak kayma geriliminin bir sonucu olarak giderilir. İç (kalıntı) gerilimlerin enerjisi, bu plastik deformasyonun gelişiminde harcanarak gerilimlerin büyüklüğü azalır.

Kalıntı gerilimler aynı zamanda diğer tip tavlamalarla da giderilir; örneğin yeniden kristalleşme tavlaması, faz yeniden kristalleşmesi ve ayrıca sertleştirilmiş çeliklerin özellikle yüksek sıcaklıklarda temperlenmesi gibi.

10.2 İKİNCİ TİP TAVLAMA

İkinci tip tavlama (faz yeniden kristalleşmesi) çeliğin Ac_3 veya Ac_1 sıcaklığı üzerine ısıtılıp, bu sıcaklıkta bekletilmesini ve ardından genellikle yavaş soğutulmasını içerir.

[1]Makina ile işlemedeki soğuk deformasyonda 20-40 kgf/mm^2'ye ulaşabilen bir gerilim oluşur.

Tavlama sürecindeki faz dönüşümleri sonucu, pratik olarak dengeli yapılar elde edilir.

Karbon çeliğinin tavlanmasıyla elde edilen yapılar demir-sementit denge diyagramında verilmiştir (Şekil 7.2); yani, ötektoid altı çelikte ferrit+perlit, ötektoid çelikde perlit ve ötektoid üstü çelikte perlit+ikincil sementit. Tavlanmış çelik düşük sertlik ve mukavemete, fakat çok yüksek sünekliğe sahiptir. Tavlamada meydana gelen faz yeniden kristalleşmesi taneleri inceltir ve çelikteki Widmanstätten ve diğer istenmeyen yapıları ortadan kaldırır.

Tavlama, kural olarak endüstriyel uygulamalarda bir hazırlık ısıl işlemidir. Genel olarak döküm, dövme ve hadde ürünlerine uygulanır. Tavlamayla mukavemet ve sertliği düşürerek orta ve yüksek karbonlu çeliklerin işlenebilirliği yükseltilir. Tane boyutunun düşürülmesi, iç gerilimlerin giderilmesi ve yapının homojenleştirme ile tavlama, döküm, dövme veya haddeleme sonrası yapılarına oranla süneklik ve tokluğu artar. Bazı durumlarda, örneğin çok büyük döküm parçalarda, tavlama bir son işlem olarak kullanılır; çünkü tavlanan parçalarda pratik olarak kalıntı gerilimler yoktur ve çarpılma minimumdur. Tavlamada izlenen farklı yollara göre tam, izotermal, kısmi ve düşük sıcaklık tavlaması şeklinde bir ayrıma gidilebilir.

Tam Tavlama: Ötektoid altı çeliklerde Ac_3'ün 30-50°C üzerine ısıtma, bu sıcaklıkta metalin tamamen ısınması ve metalin hacmi boyunca faz dönüşümünün tamamlanması için yeterli bir süre bekletme ve bunun ardından yavaş soğutmayı kapsar (Şekil 10.1a, 1 eğrisi). Kritik noktaları birbirine yakın olan ve aşırı soğutulmuş kararlı ostenite sahip çelikler genellikle gerekli tavlama şartlarına göre tek (ayrı) grupta ele alınır.

Çelikte tamamen faz yeniden kristalleşmesi tam tavlamada meydana gelir. Çelik Ac_3'ün 30-50°C üzerine ısıtıldığında ince taneli ostenit oluşur. Dolayısıyla, soğutmadan sonra da ince taneli yapı elde edilir. Bu durum ısıl işlem sonrası tokluk ve süneklik gibi yüksek mekanik özelliklerin elde edilmesi imkanını sağlar. Çeliğin Ac_3'ün çok üstündeki sıcaklıklara ısıtılması, çeliğin özelliklerini kötüleştiren ostenit tane büyümesine neden olur[2]. Tavlama sıcaklığında ısıtma ve bekletme süresi kullanılan fırının tipine, fırındaki malzemelerin düzenlenme biçimine, şarj ağırlığına ve tavlanacak yarı mamul malzemelerinin (saç, levha, kesilmiş parçalar vb) cinsine bağlıdır.

Çelikhane uygulamalarında ısıtma hızı sınırlanmamıştır ve genellikle 100°C/saat olarak alınır ve bekleme süresi ise ısıtılan metalin tonu başına 0.5-1.0 saat kadardır. Metal, fırın sıcaklığı 400-500°C civarında iken önceki şarjın hemen ardından fırına şarj

[2] Başlangıçtaki iri taneli yapının bir dokusu varsa; yani, kristalografik düzendeyse (martenzit, Widmanstätten yapı veya beynit), Ac_3'ün biraz üstüne ısıtmada oluşan ince taneli ostenit, başlangıçtaki iri taneli yapı sınırları içinde (ısıtma öncesi) kristalografik olarak düzenlenmiş olacaktır. yani, ostenitte ikincil tane yapılanması oluşturacaktır. Bu durum kırılmada iri yapısını korur. Kırılmada tane, özellikle alaşımlı çeliklerde, Ac_3'ün 100-150°C üzerine ısıtmayla inceltilebilir. Bu, $\alpha \rightarrow \gamma$ faz dönüşümünde işlem sertleşmesine uğrayan ostenit yeniden kristalleşmesinin sonucudur. Bazı durumlarda, faz işlem sertleşmesinin yeniden kristalleşmeye yetecek kadar olması için ikili veya üçlü ısıtma gerekmektedir. Yeniden kristalleşme yeni ostenit taneleri oluşumuyla sonuçlanır. Böyle, yüksek sıcaklıklara ısıtma sonrası taneler hala iri ise yukardaki işlemi, ince taneler elde etmek amacıyla yapılan bir normal tavlama işlemi takip eder.

edilir. Isıtma; kutu, itmeli tip, hareketli veya diğer tip fırınlarda yapılabilir. Fırınlar gaz, sıvı yakıt veya elektriksel olarak ısıtılabilir. Bir çok durumda, örneğin kangal şeklinde tellerin tavlanmasında, ısıtma işleminde oluşacak oksitleme ve karbürlemeyi önlemede, kontrollü (koruyucu) atmosfer kullanılmaktadır. Yavaş soğutma, ferrit karbürün kendinden var olan daha yüksek sertlikteki aşırı şekilde dağılmış yapılaşmayı önlemek açısından düşük aşırı soğutmalarla ostenit ayrışmasını sağlamalıdır (Şekil 10.1a).

Tavlamadaki soğutma hızı, aşırı soğutulmuş ostenitin kararlılığına ve çeliğin bileşimine bağlıdır. Ostenit, perlit dönüşüm sıcaklıklarında ne kadar kararlı ise, soğutma hızı da o kadar yavaş olmalıdır. Dolayısıyla aşırı soğutulmuş ostenitin yüksek kararlılığa sahip olduğu alaşımlı çelikler, karbon çeliklerinden (150-200°C/saat) çok daha yavaş soğutulmalıdır (10-100°C/saat). Soğutma hızı, tavlamada fırın kapağı açık veya kapalı tutularak ve ısıtma sistemleri tamamen veya kısmen kapatılarak ayarlanabilir.

Perlit bölgesinde ostenitin ayrışmasından sonraki soğutma havada bile yapılabilecek kadar hızlandırılabilir.

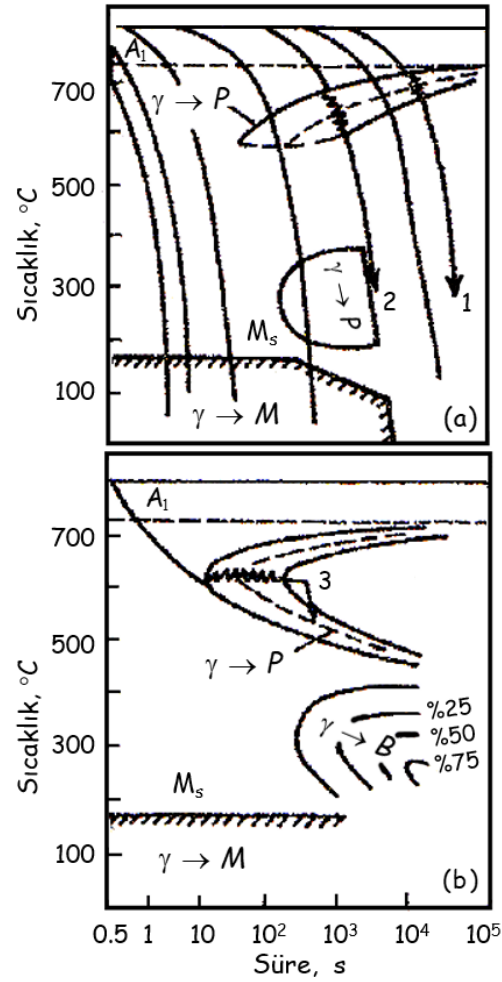
Tavlamanın amacı gerilim gidermek olduğu durumda, örneğin dökümler çok karmaşık şekilli olduklarında, fırında yavaş soğuma hemen hemen oda sıcaklığına kadar kontrol edilmektedir.

Tabakalaşmaya eğilimli olan deforme olmuş alaşımlı çeliklerin soğuması özellikle karmaşık bir program uyarınca yavaş soğutulmalıdır. Tam tavlama uygulanan malzemeler, çoğunlukla haddelenmiş kütleler, dövme ürünleri ve dökümlerdir.

İzotermal (Çevrimsel) Tavlama: Bu işlemde (Şekil 10.1b, 3 eğrisi), genellikle alaşımlı çelik, tam tavlama sıcaklığına ısıtılır ve daha sonranisbeten hızlıca (çoğunlukla bir başka fırına konularak) A_1 noktasının altına (izotermal ostenit ayrışmasına bağlı olarak, genellikle 100-150°C'in altına) soğutulur. Çelik bu sıcaklıkta ostenitin tamamen ayrışmasına yetecek kadar uzun süre izotermal olarak bekletilir. Bunu havada soğutma takip eder.

İzotermal tavlamanın avantajı özellikle gerekli sertlik düşüşünü sağlama da çok yavaş soğutma yapılması istenen alaşımlı çeliklerde tavlama süresini düşürmesidir. Maksimum tavlama hızı için izotermal bekletme sıcaklığı, perlit bölgesinde minimum aşırı soğutulmuş ostenit kararlılığının mevcut olduğu sıcaklık civarından seçilir. İzotermal tavlamanın bir diğer avantajı da izotermal bekletme sırasında sıcaklık parçanın her tarafına eşit dağıldığından daha homojen bir yapının elde edilebilmesidir. Sonuçta dönüşüm çeliğin aynı aşırı soğuma miktarında tüm hacim boyunca meydana gelir.

İzotermal tavlama, çeliğin işlenebilirliğini, işlemede elde edilecek yüzey kalitesini geliştirir ve müteakip sertleştirme işlemlerindeki çarpılmaları azaltır. İzotermal tavlama, dövme ürünleri ve diğer küçük boyutlu parçalara uygulanır. Ağır parçaların (20-30 ton veya üstü) tavlanmasında şarjın hızla izotermal bekleme sıcaklığına üniform olarak soğutulması mümkün değildir. Bu nedenle dönüşüm şarjın değişik noktalarında, değişik sıcaklıklarda meydana gelir. Bunun sonucu olarak oluşan sertlik ve yapı, şarj sınırları içinde üniform değildir. Bu yüzden, bir kural olarak böyle şarjlarda tavlamaya baş vurulmaz.



Şekil 10.1: Çeliğin tavlanması ve normalleştirme için soğuma diyagramları, (a) aşırı soğutulmuş ostenitin dönüşümünün termokinetik diyagramı, tavlamada (1 eğrisi) ve normalleştirmede (2 eğrisi) soğuma hızlarını göstermektedir. Koyu çizgiler soğuma hızını ve zigzaglar dönüşümün meydana geldiği sıcaklık aralığını göstermektedir; (b) izotermal (çevrimsel) tavlama için soğuma eğrisini gösteren TTT diyagramı (eğri 3); O-ostenit, B-beynit, M-martenzit, P-perlit.

Kısmi veya Proses Tavlaması: Tam tavlama işleminden çeliğin daha düşük sıcaklıklarda ısıtılmasıyla (Ac_1'in biraz üstü) farklılık gösterir. Kısmi tavlama, ötektoid altı çeliklerde, bunların sertlik ve soğuk plastik deformasyon kapasitelerini düşürerek işlenebilirliklerini artırmak amacıyla uygulanır. Çelik, bu işlemde perlit-ostenit dönüşümü sonucu sadece kısmen yeniden kristalleşir. Artık ferrit kısmen ostenite dönüşür ve bu nedenle ostenitin önemli miktarı yeniden kristaleşmeye uğramaz. Ötektoid altı çeliklerin işlem tavlaması ise, sıcak işlem tam anlamıyla başarılabildiğinde ve Widmanstätten yapısı gibi yapılara ve iri tane oluşumuna neden olmadığında uygulanır.

Ötektoid üstü çeliklerde yalnızca proses tavlaması kullanılır. Bu çeliklerde Ac_1'in biraz üzerine ısıtma (genellikle 10-30°C), çeliğin tamamen yeniden kristalleşmesine ve levhasal yerine granüler perlit oluşumuna neden olur. Bu tavlama işlemine *küreleştirme* denir.

Isıtma esnasında çözünmeyen sementit parçacıkları ve karbon konsantrasyonun artışıyla, ostenit mikro bölgeleri (yetersiz tam homojenleştirme dolayısıyla) daha sonra Ac_1 noktası altına soğutmada sementit çökelmesi için kristalleşme merkezi olarak görev yapar ve bu durumda granüler şekilli sementit oluşumu gözlenir. Öte yandan, çelik Ac_1'in oldukça üzerine ısıtılır ve sementitin çoğu ostenitin daha çok homojenleşmesi sonucu çözünürse, müteakiben Ac_1'in altında çökelen sementit levhasal yapıda olur. Çelikteki artık sementit hata oluşturan şebeke yapısındaysa (Şekil 7.4c) bu durumda tavlama öncesi çelik, ikincil sementit şebekesini çözmek için A_{cm} noktası üzerine ısıtılarak normalleştirilmelidir. Bundan sonra çelik, ostenit tane sınırları boyunca sementit çökelmesini önlemek için havada veya hava akımında soğutulur. Normalleştirme çoğunlukla haddelemede (veya dövme) çeliğin ısıtıldığı durumda yapılır.

Ötektoid bileşimin civarındaki çelik, tavlama ile granüler sementit elde etmek için sadece dar bir ısıtma aralığına (750-760° C) sahiptir. Bu aralık, ötektoid üstü karbon çelikleri için, 770-790°C'a genişletilebilir. Granüler karbürleri elde etmek için ötektoid üstü alaşımlı çelikler daha yüksek sıcaklıklara daha geniş bir aralıkta ısıtılabilirler (770-820°C).

Küreleştirme sağlamak için soğutma yavaş yapılmalıdır. Bu ostenitin ferrit-karbür yapısına ayrışmasını ve oluşan karbürlerin küreleşme ve birleşmesini sağlamalıdır. Bu işlem 620-680°C'a soğutmada meydana gelir. Bu amaçla, daha az süre gerektiren ve sıklıkla kullanılan izotermal (çevrimsel) tavlama kullanılır. Burada çelik 620-680°C'a yavaşça soğutulur (30-50°C/saat). Aşırı soğumuş ostenit ayrışması ve sabit sıcaklıkta bekleme süresi, karbür birleşmesi için gerekli tavlanan metal kütlesine bağlı olarak 1-3 saattir. Müteakip soğutma havada yapılır.

Granüler perlit içeren çelik, daha düşük sertlik ve mukavemete sahiptir; fakat yüzde uzama ve kesit daralması değerleri daha yüksektir. Örneğin, levhasal perlite sahip ötektoid çeliğin sertliği 228 BSN iken, granüler perlit yapısına sahip aynı çelik için bu değer 163 BSN'dir. Bunlara karşılık gelen çekme mukavemeti sırasıyla 82 ve 63 kgf/mm^2 ve yüzde uzama ise %15 ve 20'dir. Granüler perlit elde etmek için tavlama, ötektoid ve ötektoid üstü çeliklere en yüksek işlenebilirliği temin eder; diğer bir deyişle yüksek kesme hızları ve işlemede yüksek yüzey kalitesi elde edilir.

Düşük ve orta karbonlu çeliklerden yapılan ince saçlar ve çubuklar, soğuk kalıpla kesme ve çekme gibi işlemlerden önce yüksek sünekliği olan granüler perlit yapısı elde etmek için tavlanır.

Yüksek Sıcaklık Temperlemesi (Düşük Sıcaklık Tavlaması): Çelik, sıcak işlem sonrasında genellikle ince tane ve tatminkar bir mikro yapıya sahiptir. Dolayısıyla faz yeniden kristalleşmesi gerektirmez (tavlama). Fakat sıcak hadde veya diğer bazı sıcak operasyonlar sonrası hızlı soğutma nedeniyle alaşımlı çelikler sorbit, trostit, beynit veya martenzit gibi dengesiz bir yapı ve sonuç olarak yüksek sertlik kazanır. Bunların sertliğini düşürmek için, hadde kesitleri, çelik fabrikalarında 650-680°C'da (A_1'in nisbeten altında) yüksek sıcaklık temperlemesine tabi tutulurlar. Bu sıcaklıklara ısıtmada martenzit ayrışması ve karbürlerin birleşmesi meydana gelir. Sonuç olarak sertlik düşer.

Bu yüksek sıcaklık temperlemesi sonrası kazanılan sertlik, tam tavlama sonrasında kazanılan sertlikten biraz daha yüksektir; fakat çeşitli standartlarla belirlenen değerleri aşmaz. Yüksek sıcaklık temperlemesi pratikte perlit dönüşümü içermeyen yüksek alaşımlı çeliklerin sertliklerini düşürmek için uygulanan bir ısıl işlemdir (Şekil 9.20c).

Normalleştirme: Bu işlem ötektoid altı çelikte Ac_3'ün, ötektoid üstü çeliklerde ise A_{cm}'nin 50°C üzerine ısıtılmasını, tüm şarjın ısınmasını ve faz dönüşümünün tamamlanmasını sağlamak için kısa bir süre bekletmeyi ve havada soğutmayı içerir (Şekil 10.1a, 2 eğrisi). Normalleştirme, tamamiyle faz yeniden kristalleşmesine yol açar ve döküm, haddeleme, açık veya kapalı kalıpta dövmeyle oluşan iri taneli yapının yok edilmesini sağlar. Bu işlem çelik dökümlerin özelliklerinin geliştirilmesinde yaygın bir şekilde, sertleştirme ve temperlemenin yerine kullanılır.

Normalleştirmede havada hızlı soğutma (Şekil 10.1a, 2 eğrisi), ostenitin daha düşük sıcaklıklarda ayrışmasına neden olur. Bu ferrit-sementit yapısının dağılımını ve perlit miktarını veya daha doğru olarak ötektoid-benzeri[3] (sorbit veya trostit tipli) yapıyı artırır. Bu şekilde normalleştirilmiş orta ve yüksek karbonlu çeliklerin mukavemet ve sertliği, tavlanmış çelikle kıyaslandığında %10-15 yükselir.

Sıcak hadde çeliklerinin normalleştirilmesi, bunların geçiş sıcaklığını düşürerek ve çatlak yayılması için gerekli işi artırarak gevrek kırılma dirençlerini artırır. Normalleştirmenin amacı, çeliğin bileşimiyle ilgili olarak farklılık göşterir. Normalleştirme, düşük karbonlu çeliklerde tavlamanın yerine uygulanır. Normalleştirme, sertliğin biraz artırılması ile, daha iyi işlenmiş yüzey kalitesi sağlar ve üretim kapasitesini artırır. Normalleştirme orta karbonlu çelik dökümlerde tek başına veya yüksek sıcaklık temperlemesiyle birlikte normalleştime, sertleştirme ve yüksek sıcaklık temperlemesi yerine kullanılır. Elde edilen mekanik özellikler daha düşüktür; fakat parça, sertleştirme işlemindekinden daha az deforme olur ve pratik olarak çatlak oluşma ihtimali ortadan kalkar.

Normalleştirme, yüksek karbonlu (ötektoid üstü) çeliklerde A_{cm} ile A_1 sıcaklık aralığına yavaş soğutmayla gelişebilen sementit şebekesini yok eder. Genellikle alaşımlı

[3] Havada soğutma aslında bazı yüksek alaşımlı çelikler için bir sertleştirme işlemidir.

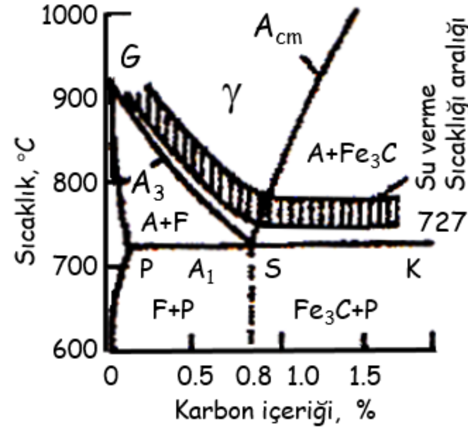
Şekil 10.2: Sertleştirmede kritik su verme hızı (v_{cr}) ve su verme hızını (v_q) gösteren, aşırı soğutulmuş ostenit dönüşümünün termokinetik diyagramı; O-ostenit; B-beynit; M-martenzit; P-perlit.

çeliklerin yapısını düzeltmek için tam tavlama yerine yüksek sıcaklık (600-650°C) temperlemesini takiben normalleştirme uygulanır; çünkü iki işlemin etkinliği sadece tavlama işleminden daha fazladır.

10.3 ÇELİĞİN SERTLEŞTİRİLMESİ

Çeliği sertleştirme, ötektoid altı çeliklerde Ac_3'ün, ötektoid üstü çeliklerde Ac_1'nin 30-50°C üzerine ısıtmayı, faz dönüşümü tamamlanıncaya kadar bekletmeyi ve sonra kritik hızın üzerindeki bir hızda soğutulmayı içerir (Şekil 10.2). Bu soğutma, su verme olarak bilinir. Karbon çeliklerine genelikle suda, alaşımlı çeliklere yağda veya diğer ortamlarda su verilir. Su vermeyle sertleştirme son ısıl işlem değildir. Bu işlemi sertleştirme dolayısıyla oluşan gerilimleri ve gevrekliği düşürmek ve gerekli mekanik özellikleri elde etmek için mutlaka bir temperleme takip etmelidir.

Takım çelikleri, esasen sertlik, aşınma direnci ve mukavemeti artırmak için sertleştirilir ve temperlenir. Yapı çeliklerinde mukavemet ve sertliği artırmak ve yeterince yüksek süneklik ve tokluğu elde etmek ve aynı zamanda bir çok makine parçasına yüksek aşınma direnci sağlamak için uygulanır.



Şekil 10.3: Sertleştirmede çeliğin ısıtılacağı sıcaklık aralığını gösteren, Fe-Fe_3C denge diyagramının ilgili kısmı, O-ostenit; F-ferrit; P-perlit.

Sertleştirme Sıcaklığının Seçimi: Ötektoid altı çelikler Ac_3'ün 30-50°C üzerine ısıtılmalıdır (Şekil 10.3). Bu ferrit + perlit'ten oluşan başlangıç yapısını, ostenitten oluşan bir yapıya dönüştürür ve bu ostenit kritik değerin üzerindeki bir soğutma hızında (yani, su verme) martenzite dönüşür.

Ötektoid altı yapı çeliklerinin Ac_1 ve Ac_3 arasındaki bir sıcaklıktan su verilmesi genelde uygulanmayan bir durumdur. Sertleştirme sonrası martenzit yapının elde edilmesi ve ısıtma esnasında yapıda ferrit kalması nedeniyle, Ac_1 ve Ac_3 arasındaki seviyede herhangi bir sıcaklıktan su verilen çeliğin sertlik ve mukavemeti, Ac_3 üzerinden su verilen çeliğinkinden daha düşük olur.

Ötektoid üstü çelikler Ac_1'in biraz üzerine ısıtılır. Bu sıcaklıkta ostenit oluşur; fakat yapıda belirli bir miktar ikincil sementit kalır. Dolayısıyla su verme sonrası, çeliğin yapısı çok sert olan çözünmemiş karbon parçacıkları ve martenzitten ibarettir. Böylece sertleştirilmiş çelik yüksek sertliğe sahip olur. Üst sertleştirme sıcaklık sınırı, ötektoid üstü çeliklerin çoğu için sınırlanmıştır; çünkü sıcaklığı Ac_1'in çok üstüne yükseltme tane büyümesine neden olur. Bu durum, mukavemeti ve gevrek kırılma direncini düşürür. Dolayısıyla sertleştirme sıcaklığı değişim aralığı çeliklerin bir çoğu için çok dardır (15-20°C).

Sertleştirmedeki ısıtma sıcaklığı, bir çok çelikte kritik noktaları önemli ölçüde aşar. Bu, ostenitte alaşım elementleri içeren karbürlerin düşük çözünme derecesi ve hızı nedeniyledir. Sadece daha yüksek sıcaklık ortamı ostenitin gerektiği gibi alaşımlanmasını sağlar. Burada daha yüksek sertleştirme sıcaklığı, çözünmemiş karbür parçacıkları ostenit tane büyümesini önlediğinden aşırı ısıtmaya neden olmaz. Örneğin, yüksek kromlu paslanmaz çelik (%11-14 Cr) sertleştirme için 900°C'a ısıtılırsa (Ac_3'ün biraz üzeri) $\alpha \rightarrow \gamma$ dönüşümü tamamlanır; fakat yapıda büyük oranda karbür parçacıkları kalır. Dolayısıyla bu çelikler $M_{23}C_6$ tipi karbürleri çözmek ve ostenitin alaşımlandırma derecesini artırmak için Ac_3'ün 150-250°C üzerindeki bir sertleştirme sıcaklığına ısıtılır.

Tablo 10.1: Sertleştirme işleminde çeşitli fırın tiplerinde parçanın 800-850°C'a ısıtılması için gereken yaklaşık toplam süreler.

Isıtma Ünitesi	Parça kalınlığının veya kesit alanının mm'si başına ısıtma süresi (sn)		
	Yuvarlak	Kare	Dikdörtgen
Elektrik Fırını	40-50	50-60	60-75
İçten yanmalı Fırın	35-40	45-50	55-60
Tuz Banyosu	12-15	15-18	18-22
Kurşun Banyosu	6-8	8-10	10-12

Ostenitleme şartları ve oluşan ostenitin son durumu bunu takip eden su vermedeki faz dönüşümlerinin kinetiği ve oluşan yapıdaki çeliğin özelliklerini büyük ölçüde etkiler. Ostenitleme sıcaklığının düşürülmesi veya karbür yapıcı elementlerle alaşımlanan bu çeliğin bu sıcaklıkta yetersiz tutulması, düşük karbonlu ve düşük alaşımlı ostenit oluşumuna neden olur. Bu da sonuçta su vermede az bir kararlılığa sahiptir. Dahası ostenitin su vermede hızlı ayrışması, çekirdekleştirme etkisine sahip çözünmemiş karbürlerce kolaylaştırılır. Bu durum, çeliğin kritik su verme hızını artırıp, sertleşebilirliğini düşürür. Bu değişimler nedeniyle martenzit noktalarının sıcaklıkları M_s ve M_f artar ve martenzitin sertliği düşer (çeliğin sertleşebilirliği azalır). Takım (yüksek hız) çeliklerinde takımın ısı direnci böyle bir ostenitleme sonrası bozulur. Yapı çeliklerinde mekanik özellikler, sertleştirme ve yüksek sıcaklık temperlemesi sonrası, düşük alaşım ve dolayısıyla büyümüş karbür parçacıkları oluşumuyla ilgili olarak, düşük alaşımlı veya üniform olmayan şekilde alaşımlanmış ferritle, mekanik özellikler düşer.

Sertleştirmedeki ısıtma sıcaklığı (veya süresinin) artması karbürlerin çözünmesine, tanenin irileşmesine ve ostenitin homojenleşmesine neden olur. Bu faktörler aşırı soğumuş ostenitin kararlılığını, özellikle perlit dönüşüm aralığında artırır ve çeliğin sertleşebilirliğini yükselterek kritik su verme hızını düşürür. Fakat sertleştirme için ısıtma sıcaklıklığındaki aşırı bir artış, kalıntı ostenit miktarını artırarak (çeliğin sertliğini düşüren) yoğun tane büyümesine neden olur ve sertleştirilen parçalardaki çarpılmalar artar.

Çeliğin Ostenitlenmesinde Isıtma Süresi: Isıtma süresi, parçanın her yerinin ısınması ve faz dönüşümlerinin tamamlanması için yeterli olmalıdır; fakat tane büyümesine ve çeliğin yüzey tabakalarında karbon kaybına neden olacak kadar da uzun olmamalıdır. Toplam ısıtma süresi (bekleme süresini içeren) $\tau_{top} = \tau_{th} + \tau_{ih}$ olmalıdır. Burada τ_{th}, parça şekli ve boyutuna, fırında şarjın düzenine, kullanılan fırın tipine ve çeliğin bileşimi ile özelliklerine verilen son sıcaklığa, toplam ısıtma süresine ve τ_{ih}, parça şekli ve boyutuna bağlı olmayan sadece çeliğin bileşimine ve başlangıç yapısına bağlı olarak verilen sıcaklıkta izotermal bekleme süresidir. Toplam ısıtma süresi τ_{top}, genellikle deneysel veriler (Tablo 10.1) veya ampirik formüller ile belirlenir.

Sadece bu veriler kullanılmaz; müteakip ısıtma hızları olarak, belirli fabrikalarda

milimetre kesit başına, elektrikli fırınlarda 1.5-2 dk, içten yanmalı fırınlarda 1 dk, tuz banyosunda 0.5 dk ve kurşun banyosunda 0.1-0.15 dk müteakip ısıtma uygulanır.

Bekleme süresi τ_{ih} minimum olmalıdır; fakat bu süre çeliklerde faz dönüşümünün tamamlanması ve ostenitte gerekli karbon ve alaşım elementi konsantrasyonu elde edilmesi için yeterli olmalıdır. Makina parçaları için verilen bir sıcaklıkta izotermal bekleme süresi genellikle ısıtma süresinin %15-25'i olarak alınır. Bir elektrik fırınında sertleştirme sıcaklığındaki (750-900°C) karbon takım çelikleri için (%0.7-1.3 C), önerilen bekleme süreleri, minimum kesitin milimetresi başına 50-80 s, alaşım çeliklerinde 70-90 s'dir. Takımlar tuz banyosunda ısıtılabilirse, bekleme süreleri karbon çeliklerinde 20-25 s ve alaşımlı çeliklerde 25-30 s olur. Sertleştirmede karmaşık şekilli makine parçaları veya biçimlendirilmiş kesici takımların ıstılmasında fırında 400-600°C'da ön ısıtma uygulanması önerilir.

Isıl İşlemde Isıtma Ortamının Seçimi: Elektrik fırınları veya içten yanmalı fırınlarda ısıtmada, fırın atmosferinin ısıtılan parça yüzeyi ile etkileşimi, çeliğin oksitlenmesine ve karbon kaybına neden olur. Parçayı oksitleme ve karbon kaybına karşı korumak için fırındaki çalışma ortamına koruyucu gaz atmosferi (kontrollü atmosfer) temin edilir. Başlıca aşağıdaki atmosfer türleri kullanılır:

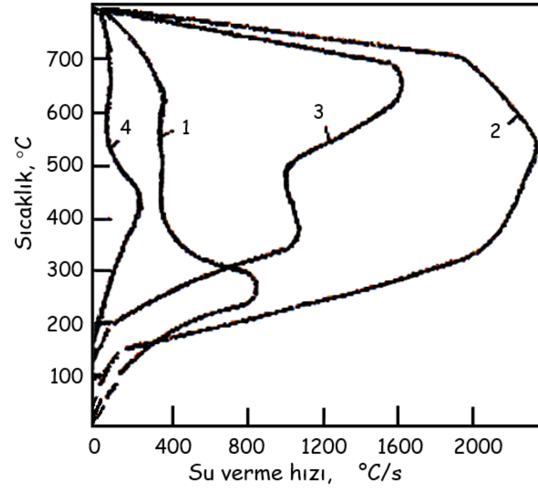
1. Endotermik esaslı atmosfer, α=0.25[4] için CH_4 (doğal gaz) metanın kısmi yanmasıyla elde edilir. Ortamda katalizör mevcuttur ve %21 CO, %40 H_2, %2 CH_4 ve %37 N_2 içerir. Bu atmosfer alaşımlı çelik ve yapı çeliklerinin normalleştirilmesi ve sertleştirilmesi için yapılan ısıtmada önerilir.

   Hidrojen atmosferli ısıtmada çeliğe bir miktar hidrojen yayınabilir. Bu durum çeliğin sünekliğini düşürür ve gecikmiş kırılma eğilimini artırır. Dolayısıyla, düşük H_2 içeren bir atmosfer (%20 CO, %20 H_2, %60 N_2) kullanımı son yıllarda uygulama alanı bulmuştur.

2. Egzotermik esaslı atmosfer (zengin), α=0.6 için kısmi yanma ile kullanılır. Temizleme ve kurutma olmaksızın ya da temizlenmiş ve kurutulmuş olarak uygulanabilir. Bu atmosfer, %10 CO, %15-16 H_2, %0.05-1.5 CH_4 ve %68-72 N_2 içerir. Eğer atmosfer kurutulmamış ise %6 CO_2 ve %2.3 H_2O değerine kadar karbon dioksit ve su içerir. Bu atmosfer, alaşımlı yapı ve takım çeliklerinin normalleştirilmesi ve sertleştirilmesinde kullanılmaktadır.

3. Egzotermik esaslı atmosfer; α=0.9 da doğal gazın hemen hemen tamamen yanmasıyla temizleme ve kurutma olmaksızın veya temizlenmiş ve kurutulmuş olarak uygulanır. Son durumda %2 CO, %2 H_2 ve %96 N_2 içerir. Eğer atmosfer temizlenmemiş ve kurutulmamış ise, azottaki azalmaya bağlı olarak %10 CO_2 ve %2.3 H_2O kadar karbon dioksit ve su içerir. Bu atmosfer düşük karbonlu ve takım çeliklerinde kullanılır.

[4] α, fazla hava faktörüdür.



Şekil 10.4: Çeşitli sıvıların farklı sıcaklıklarda su verme hızları, 1-su; 2-%10 NaOH içeren su; 3-%50 NaCl içeren su; 4-yağ.

4. %75 H_2 ve %25 N_2 içeren ayrışmış amonyak veya α=0.7-0.9 ve müteakip kurutmada hidrojenin kısmi ayrışmasıyla amonyak: son durumdaki %7-20 H_2 ve %80-84 N_2 içerir. Her iki tip atmosfer esasen paslanmaz ve elektriksel çeliklerin ısıtılmasında uygulanılır.

5. %2-4 H_2 ve %98-96 N_2 içeren oksijenden ve aynı zamanda argon, helyum ve hidrojenden arındırılmış ticari azot.

Vakumda ısıtmada son yıllarda git gide kullanılan bir yöntemdir (genellikle 10^{-2} veya 10^{-3} mm Hg fakat bazen $10^{-4} - 10^{-6}$ mmHg'ye kadar), özellikle paslanmaz, ısı-dirençli, elektriksel ve diğer özel çeliklere ve alaşımlara uygulanmaktadır). Küçük makine parçaları ve kesici takımlar, bir kural olarak, ergimiş tuzda ısıtılırlar. Tuz bileşimi uygun seçilmiş ve banyonun oksijeni dikkatlice giderilmiş ise, bu tür banyolar oksitlenme ve karbon kaybına karşı iyi bir koruma sağlarlar. Bu banyolar genellikle klorürlerden (%70 $BaCl_3$ ve %30 $NaCl_2$ vs) oluşur; çünkü oksijen içeren karbonatların ısıtılmasında oksitleme ve karbon kaybı oluşabilir.

Sertleştirmede Su Verme Ortamları: Sertleştirme de su verme, bir parça kesiti için belirlenmiş sınırlar içinde martenzit yapısının elde edilmesini sağlamalı (belirli bir sertleşebilirliğe sahip) ve çatlaklar, çarpılma, eğrilme ve yüzey tabakalarında yüksek çekme kalıntı gerilimleri gibi, sertleştirme hatalarına neden olmamalıdır.

En çok arzu edilen, A_1'den M_s sıcaklık aralığına bir hızlı soğutma hızı (kritik su verme hızının üzerinde) sağlayarak aşırı soğutulmuş ostenitin ayrışması, perlit ve beynit dönüşüm bölgelerinde bastırmak ve martenzit dönüşüm aralığında M_s'den M_f sıcaklığına daha yavaş soğuma yapmaktır. Martenzit sıcaklık aralığındaki bir yüksek soğuma hızı, kalıntı gerilim miktarı ve hatta çatlak oluşumda önemli ölçüde artışa neden

Tablo 10.2: Çeşitli su verme ortamlarının soğutma gücü.

Su Verme Ortamı	Çekirdekli kaynama sıcaklık aralığı (°C)	Çekirdekli kaynama ortasındaki nisbi soğuma yoğunluğu
20°C de Su	400-100	1.0
40°C de Su	350-100	0.7
80°C de Su	250-100	0.2
20°C de Suda %10 NaCl çözeltisi	650-100	3.0
20°C de Suda %10 NaOH çözeltisi	650-100	2.0
20°C de Suda %50 NaOH çözeltisi	650-100	2.0
20-200°C de Mineral Yağı	500-250	0.3

olabileceğinden arzu edilmez. Çekme gerilimleri, dönüşüm sırasında çeliğin plastik deformasyona direncini geçici olarak düşürerek çatlaklara neden olduğundan dolayı özellikle tehlikelidir. Aynı zamanda M_s'den M_f'e aşırı yavaş soğutma martenzitin kısmen temperlenmesine ve kalıntı ostenitin kararlılığı nedeniyle kalıntı miktarında bir artışa neden olur. Bu da çeliğin sertliğini düşürür.

Su, tuzların ve alkalilerin seyreltik çözeltileri ve yağlar gibi sıvılar su verme ortamı olarak kullanılır. Bu ortamlarda su verme işleminde üç aşama gözlenir (Şekil 10.4):

1. *Çelik yüzeyinde bir buhar örtüsü oluşan film kaynama aşaması*. Bu aşamada soğutma hızı nispeten düşüktür.

2. *Buhar filmi tamamen parçalandığında başlayan kabarcık oluşumuyla kaynama*. Bu aşama yüzeyin kritik sıcaklık altına soğutulmasında gözlenir. En yüksek soğuma hızı bu aşamadadır. Bu aşama çekirdekli kaynama aşaması veya buhar-iletim aşaması olarak da bilinir.

3. *Su verme ortamının kaynama noktası altındaki sıcaklıklarda konveksiyonla ısı değişimi*. Bu genellikle sıvı aşaması olarak bilinir ve soğuma hızı en düşüktür.

Tablo 10.2'de çekirdek kaynamanın yaklaşık sıcaklık aralıkları ve çeşitli su verme ortamları için bu aralıkların ortasındaki nisbi soğuma yoğunlukları verilmektedir.

Aşırı soğumuş ostenitin düşük kararlılık gösterdiği karbon ve bazı düşük alaşımlı çeliklerinin su verme işleminde NaCl ve NaOH'in seyreltik çözeltileri veya su, su verme ortamı olarak kullanılır. Su verme ortamı olarak suyun bazı temel dezavantajları vardır: (1) martenzit dönüşüm sıcaklıklarındaki yüksek soğutma hızı sertleştirme hatalarının oluşumuna neden olur; (2) soğutma gücü, sıcaklık artışıyla birdenbire düşer (Tablo 10.2). 80-99°C su sıcaklığında, film kaynama aşaması geniş bir sıcaklık aralığına yayılır ve su verme periyodunun tamamının %95'ini kapsar.

Sıcak suda su verildiğinde, parça yüksek sıcaklıklarda daha yavaş düşük sıcaklıklarda daha hızlı soğur. Bu durum düşük termal ve yüksek yapısal gerilimlere neden olur. Yapısal gerilimler en tehlikeli gerilim olup, çatlak oluşumuna neden olabilirler.

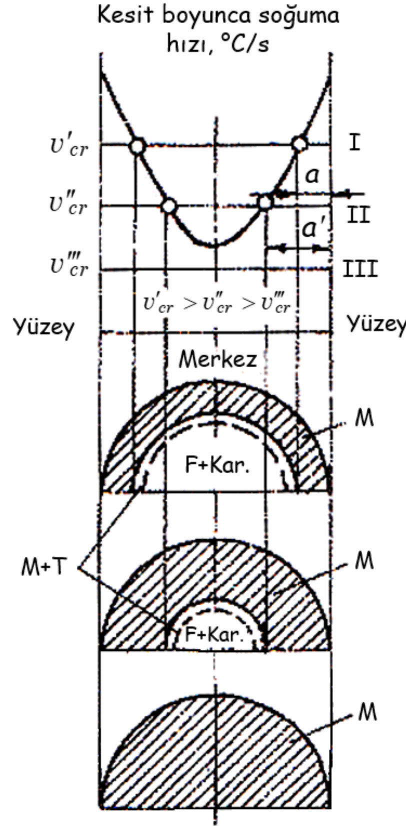
Endüstriyel uygulamalarda değerini kanıtlayan en yüksek ve en üniform soğutma gücüne sahip, soğuk, seyreltik %8-12'lik NaCl veya NaOH çözeltisidir (Şekil 10.4). Düşük kritik su verme hızına sahip çeliklere su vermede daha yüksek konsantrasyonlu (%30-50) NaOH çözeltilerinin uygulanması önerilir. Çeliklere bu çözeltilerde su verildiğinde çekirdek kaynaması ve sıvı aşaması arasındaki sıcaklık bölgesi (konveksiyonla soğuma), kaynama noktası yükseldiğinden daha yüksek sıcaklık bölgesine doğru kaydırılır. Sonuç olarak, buhar filmi hemen hemen bir an gözlenir ve su verme daha üniform olarak ve esas kısmı çekirdek kaynama aşamasında ilerler. Bu nedenle tuz veya alkali seyreltik çözeltilerle su vermede çatlak oluşum olasılığı, su verme ortamı olarak su kullanıldığı zamankinden daha düşüktür. Parçaya suda seyreltik tuz veya alkali çözeltilerde su verildiğinde, ısının daha düşük hızla uzaklaştırıldığı bölgeleri önlemek için genellikle su verme ortamının karıştırması veya parçanın ortam içinde hareket ettirilmesi gerekir. Soğutma gücü, akım veya püskürtmeli su vermeyle de artırılır. Bu yönteme yaygın olarak yüzey sertleştirmede başvurulur.

Su verme tekniklerindeki diğer bir gelişme de bir nozülden su ve hava karışımı geçirmektir. Hava-su oranı ve karışım basıncının değiştirilmesiyle su verme hızı havada su verme hızından, su ile elde edilen hıza kadar önemli ölçüde değiştirilebilir. Su ve hava ortamı, ağır dökümler, raylar, borular vb için kullanılır. Genellikle petrol türü mineral yağlar yüksek kararlılıkta aşırı soğumuş ostenite sahip alaşımlı çeliklerin sertleştirilmesinde kullanılır.

Su verme ortamı olarak yağ bazı avantajlara sahiptir: sertleştirme hatalarının gelişmesi olasılığını düşüren martenzit sıcaklık aralığındaki daha düşük bir soğutma hızı ve yağın daha geniş bir sıcaklık aralığında sabit su verme gücü (20-150°C). Yağda su verme parça yüzeyi ve merkezi arasındaki sıcaklık farkları suda su vermeye göre daha azdır. Yağda su vermenin dezavantajları; yüksek tutuşabilirlik (parlama sıcaklık aralığı 165-300°C), yetersiz kararlılık ve perlit dönüşüm sıcaklık aralığındaki düşük soğutma gücü (Şekil 10.4) ve yüksek maliyetidir. Sertleştirme işlemlerinde yağın sıcaklığı, viskozitesinin minimum olduğu 60-90°C aralığında tutulmalıdır.

Sertleşme Kapasitesi ve Çeliğin Sertleşebilirliği: Çeliğin, sertleştirme sonrası, sertliğinde artış kazanma yeteneğine sertleştirme kapasitesi denir. Bu kapasite esasen karbon içeriğiyle saptanır. Martenzitte karbon miktarının artması, çeliğin sertliğini artırır (Şekil 9.18). Alaşım elementlerinin sertleşme kapasitesine etkisi nispeten küçüktür.

Sertleşebilirlik su verme sonrası martenzitik yapıya sahip sertleşmiş tabakanın elde edildiği çeliğin özelliği ve bazı derinliklere kadar sahip olduğu sertlik olarak bilinir. Sertleşebilirlik, çeliğin bileşimine bağlı olan kritik soğutma hızıyla belirlenir. Gerçek soğutma hızı parça merkezinde kritik soğutma hızını v_{cr} (v_{cr}''', Şekil 10.5) aşarsa çelik kesitin her yerinde martenzitik yapı kazanır ve dolayısıyla çelik tamamen sertleşebilirliğe sahip olur. Öte yandan, parça merkezindeki gerçek soğutma hızı v_{cr} (v_{cr}' ve v_{cr}'', Şekil 10.5) küçük



Şekil 10.5: Sertleşebilirliğin kritik soğutma hızına bağımlılığı, a ve a' sertleştirilmiş tabaka kalınlığı; v'_{cr}-karbon çeliğinde kritik soğutma hızı; v''_{cr}-düşük alaşımlı çelik için kritik soğutma hızı; v'''_{cr}-yüksek alaşımlı çelik için kritik soğutma hızı; I-karbon çeliği; II-düşük alaşımlı çelik; III-yüksek alaşımlı çelik; F+Kar-levhasal ferrit+karbür yapısı (trostit, sorbit veya perlit); T-trostit; Kar-karbür; F-ferrit.

ise, parça tamamen değil sadece belirli bir derinliğe (a veya a') kadar sertleşir. Ostenit parça merkezinde levhasal ferrit-karbür yapısına ayrışır (trostit, sorbit veya perlit).

Sertleştirilmiş tabaka derinliği genellikle yüzeyden itibaren %50 martenzitin olduğu bölgeye (%50 martenzit ve %50 trostit) kadar alınır. Bir su verme ortamında sertleştirme sonrası elde edilen yarı martenzit yapının merkezinde oluştuğu silindir çapı *kritik çap* olarak bilinir. Kritik çap sertleştirilecek parçanın kesit boyutunu belirler. Yarı martenzik yapı her durumda maksimum mekanik özellikler sağlamaz. Dolayısıyla, sertleşebilirlik çoğunlukla %95 martenzit yapısına sahip sertleşmiş derinlikle belirlenir. %95 martenzit için kritik çap, yarı martenzite göre belirlenenden yaklaşık %25 daha azdır.

Bir yapının %99.9 martenzit yapısına tamamiyle sertleşebilmesi, yarı martenzitik sertleşebilirliğin yaklaşık %50'si kadardır. Yarı martenzitik bölge sertleşebilirliğin bir kriteri olarak alınır; çünkü mikroyapısı ve hata sertliği ile kolaylıkla saptanabilir. Bu sertlik, çeliğin karbon içeriğine bağlıdır. Örneğin %0.13-0.22 C da yarı martenzit bölge sertliği

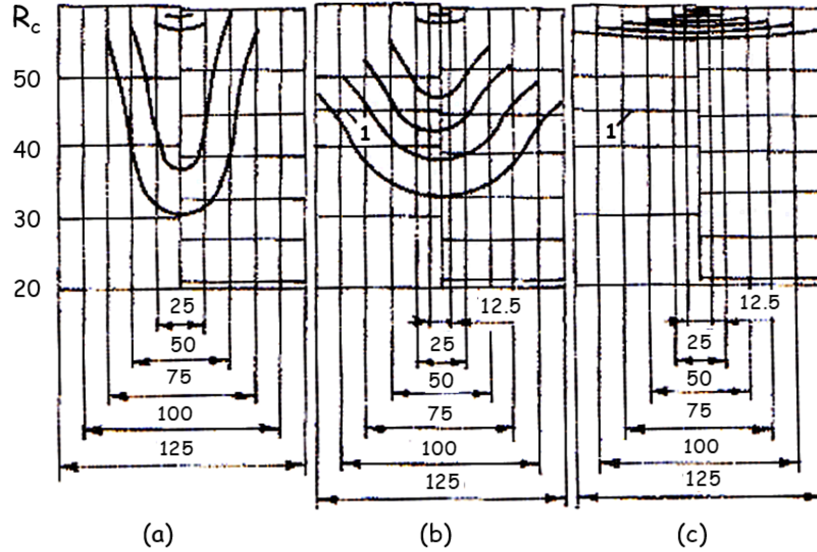
(bazen R_C 50 M ile gösterilir), karbon çeliğinde 25 R_C alaşımlı çelikte 30 R_C'dir. %0.28-0.32 C da sertlikler sırasıyla 35 ve 40 R_C; %0.43-0.52 C da 45 ve 50 R_C ve %0.53-0.62C da 50 ve 55 R_C'dir.

Kritik su verme hızı ne kadar düşerse sertleşebilirlik o kadar artar; yani, aşırı soğumuş ostenitin kararlılığı o kadar artar. Dolayısıyla kritik su verme hızını düşüren tüm faktörler sertleşebilirliği artırır. Alaşımlı çelikler aşırı soğumuş ostenit daha yüksek kararlılığı ve sonuç olarak düşük kritik soğuma hızı dolayısıyla (Şekil 10.5 te v''_{cr} ve v'''_{cr}) karbon çeliklerinden çok daha yüksek oranda sertleşebilir. Sertleşebilirlik, Mn, Cr, Mo ve küçük miktarda bor ilaveleriyle (%0.003-0.005) hızla yükselir. Nikel ve silisyum daha az etkisi vardır. Sertleşebilirlik özellikle çeliğe birkaç alaşım elementli ilave edildiğinde artar. Kobalt kritik su verme hızını yükseltir ve bundan dolayı sertleşebilirliği düşürür.

Aşırı soğutulmuş ostenit kararlılığı sadece alaşım elementlerinin ostenitte çözündüğü şartlarda artar ve kritik su verme hızı düşer. Eğer çözünme olmaz ve yapıda artık karbür parçacıkları şeklinde kalırlarsa, karbür parçacıkları ostenit kararlılığını artırmaz, hatta düşürebilirler; çünkü ostenit ayrışmasını kolaylaştıran hazır çekirdekler olarak hizmet verirler. Ti, V ve Nb karbürler, çeliğin sertleştirme sıcaklığına ısıtılmasında genellikle ostenitte çözünmezler ve sertleşebilirliği düşürürler. Ostenit tane boyutunun sertleşebilirliğe etkisi çok kuvvetlidir. Karbon çeliğindeki tane boyutu 8 numaradan 1 veya 2 numaraya büyütülürse (Şekil 9.6) sertleştirilmiş tabaka derinliği iki veya üç katına çıkar. Bu nedenle ısıtma sıcaklığında ve/veya süresindeki bir artış sertleşebilirliği artırır. Karbür şeklindeki alaşım elementleri sadece ostenit ayrışmasını kolaylaştıran çekirdek merkezleri oluşturmakla kalmaz aynı zamanda ostenit tanesini de inceltir. Bu da kritik su verme hızını artırır ve sertleşebilirliği düşürür.

Tamamiyle sertleştirmede çeliğin özellikleri, bilhassa sertliği her yerde aynıdır. Parça her yerde aynı derecede sertleşmemişse çeliğin kesiti boyunca yapısındaki değişimleri özelliklere de yansır. Şekil 10.6'da çeşitli çeliklerin sertleştirilmiş çelik çubuklarındaki sertlik dağılımları gösterilmektedir. Çubuk tamamen sertleştirilmemişse, sertlik yüzeyden merkeze doğru düşer. Şekil 10.6'da verilen ısıl işlem şartlarında karbon çeliğinin yarı martenzitik bölge sertliğinin (R_C 50 M) 25 mm'lik kritik çapa karşılık geldiği açıkça görülmektedir. Cr ve Cr-Ni'li çeliklerde ise kritik çap sırasıyla 50 ve 125 mm'ye karşılık gelir. Parça tamamen sertleştirilmemişse, yüksek temperleme sıcaklığındaki işlem kesit boyunca sertlik ve çekme mukavemetindeki farklılıkları azaltır. Bununla birlikte akma mukavemeti, darbe mukavemeti ve kesit büzülmesi numunenin merkezinde daha düşük kalır. Bu ferrit-sementit yapısının farklı tabiatıyla açıklanır. Martenzitin temperlenmesinin sonunda daha dağınık granüler ferrit-sementit yapısı oluşturulur; bu yapı merkezde daha iridir ve levhasal tiptedir.

Sertleşebilirliğin mekanik özelliklere etkisi şu örnekle gösterilebilir. %0.45 C içeren 10 mm çaplı çeliğe suda su verilerek tamamen 550°C'da temperlemeyi müteakiben bir temper sorbit yapısı elde edilir. Bu yapı şu yüksek mekanik özelliklere sahiptir: σ_t=80 kgf/mm^2, $\sigma_{0.2}$=65 kgf/mm^2, δ=%16, ψ=%50 ve a_n= 10 kgf-m/cm^2. Eğer numune 100 mm çapında ise ve suda su verilirse, merkezdeki soğuma hızı v_{cr} kritik soğuma hızından oldukça düşüktür ve levhasal perlit ve ferritten ibaret bir yapı oluşur. Bu yapı daha düşük

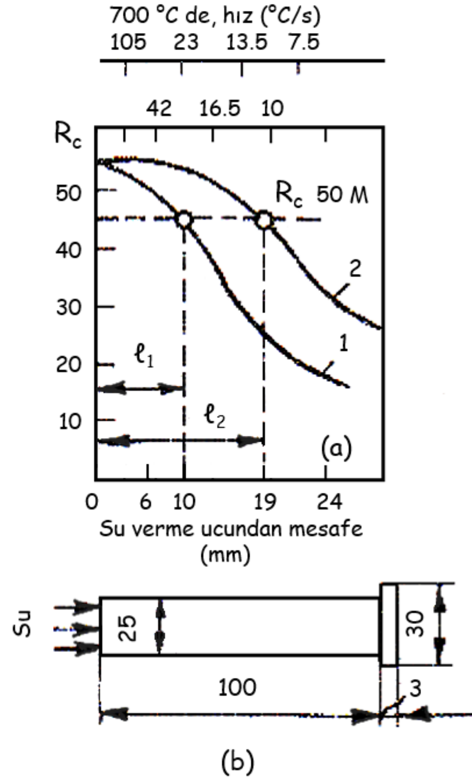


Şekil 10.6: Çeşitli bileşimlerdeki sertleştirilmiş çeliklerin kesitleri boyunca sertlikleri, (a) %0.4 C' lu çelik; (b) %0.4 C, %0.85 Mn ve %1 Cr lu çeik; (c) %0.4 C, %3.5 Ni ve %1.5 Cr'lu çelik (I-yarı martenzitik bölge sertliği; R_C 50 M).

mekanik özelliklere sahiptir: σ_t=70 kgf/mm^2, $\sigma_{0.2}$= 45 kgf/mm^2, δ= %13, ψ= %40 ve a_n= 5 kgf-m/cm^2. Her yerde aynı mekanik özelikleri elde etmek için sertleştirme işleminde tamamiyle sertleşebilirliği sağlamak gereklidir.

Küçük kesit alanlı (15-25 mm'ye kadar çaptaki) numunelerin sertleşebilirliği pratikte sertleştirilmiş numunelerde elde edilen kırılma tipiyle veya kesit boyunca sertlik değerleri dağılmıyla (Şekil 10.6) belirlenebilir. Bu amaçla numune ya kırılır ya da iki parçaya kesilir ve çap boyunca sertlikler ölçülür. Genelde çeliğin sertleşebilirliği *uçtan su verme deneyi* veya benzer bir yöntemle *Jominy deneyi (Amerikan standardı)* ile tespit edilir. Belirlenmiş bir şekil ve boyuttaki silindirik bir numune (Şekil 10.7b) su verme sıcaklığına ısıtılır ve bir özel uçtan su ile su verilir, daha sonra numune uzunluğu boyunca sertlik ölçümü yapılır. Su verilmiş uçtan uzaklaştıkça soğuma hızı düşeceğinden sertlik de buna bağlı olarak düşer.

Deney sonuçları, sertlik-su verilen uçtan mesafe koordinatlarında grafik olarak çizilir. Su verilmiş uçtan mesafenin verilen çelik için yarı martenzit bölgesinin (R_C 50 M) sertliğine sahip kısmına denk gelen değerinin belirlenmesiyle, kritik çap düzenlenmiş grafiklerden kolayca bulunabilir. Çeliğin sertleşebilirlik değerini kullanılan ortama bağımlılığından kaçınmak için düzenlenmiş grafik kullanmada ideal kritik çap kavramı oluşturulmuştur. Bu kavram ideal su verme ortamı kullanıldığında tamamen sertleşebilen maksimum çap olarak tanımlanır. İdeal su verme ortamı, numune yüzeyini ortam sıcaklığına çok çabuk soğutmalıdır; yani, su verme sonsuz su verme hızıyla gerçekleştirilmelidir. İdeal kritik çap, Şekil 10.8a'daki düzenlenmiş grafik kullanılarak gerçek kritik çapa çevrilebilir. Örneğin 1 çeliğinin (Şekil 10.7) kritik çapı belirleyelim. Bu çelik için R_C 50 M bölgesine

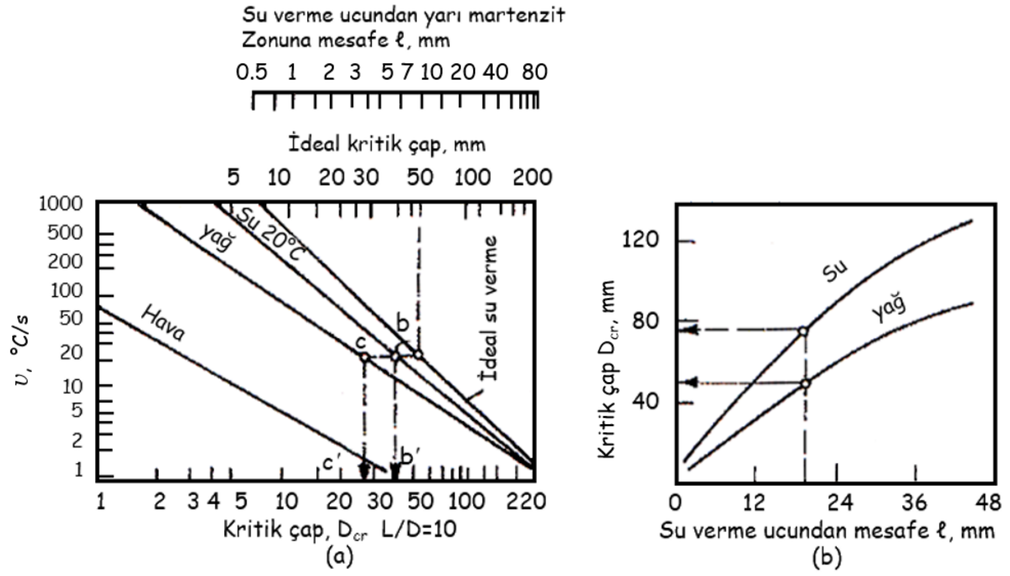


Şekil 10.7: Jominy deneyi ile sertleşebilirliğin tesbiti, (a) sertlik-su verilen uçtan mesafe; (b) Jominy deneyindeki deney çubuğu.

karşılık gelen su verilen uçtan uzaklık 10 mm' dir (l_1). Su verilmiş uçtan yarı martenzitik bölgeye karşılık gelen uzaklık ölçeğinde belirlemek için (Şekil 10.8), 10 değerinden dik inilerek, ideal su verme hattını kesen nokta bulunur. Bu a noktasından su verilen ortamının hattına ya su (b noktası) ya da yağ (c noktası) için sola doğru bir yatay çizgi çizilir; b veya c noktasından kritik çaplar ölçeğine dik inilir. c' veya b' noktaları aranan kritik çapın boyutunu göstermektedir.

Pratik amaçlar için kritik çap Şekil 10.8 deki grafikten yeterli doğrulukla belirlenebilir. Bu R_C 50 M bölgesindeki su verilmiş uçtan uzaklığın absise yerleştirilmesi ve buradan yağda veya su da su verme için verilen eğrilere kesişene kadar dik çıkılmasıyla yapılır. Kesişme noktalarından ordinat eksenine dik olarak çizilen çizginin ordinat eksenini kestiği noktalar kritik çapları (D_{cr}) verecektir. Örneğin, 2 çeliği için (Şekil 10.7) R_C 50 M bölgesine karşılık gelen su verilmiş uçtan uzaklık değeri 19 mm dir (l_2). Daha sonra Şekil 10.8b'den sırasıyla su ve yağda su verme için D_{cr}= 75 mm ve D_{cr}=50 mm değerleri bulunabilir.

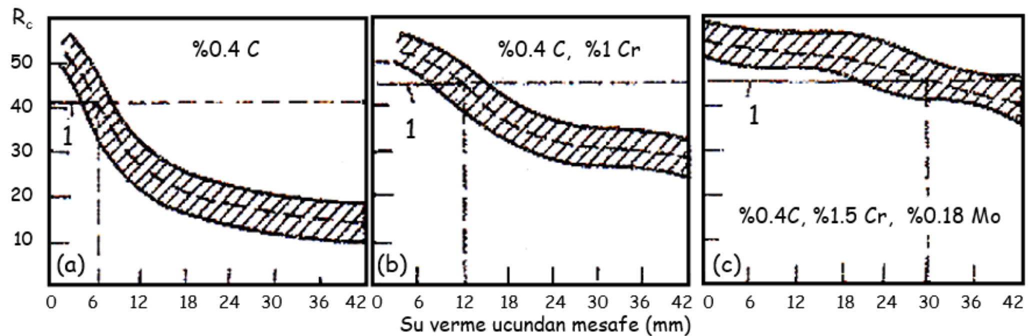
Tek bir çeliğin sertleşebilirliği kimyasal bileşimi, tane boyutu, parça şekli ve boyutu ve diğer birçok faktörün değişimine bağlı olarak geniş bir aralıkta değişim gösterir. Bu nedenle bu tür çeliğin sertleşebilirliği eğriden ziyade bir sertleşebilirlik aralığı bandı ile



Şekil 10.8: Çelik için sertleşebilirlik kritik çapını belirleme (a) ayarlanan grafikle; (b) kritik çap-su verilmiş uçtan mesafe eğrileriyle.

gösterilmektedir. Çünkü eğri her zaman çeliğin gerçek sertleşebilirliğini göstermez. %0.4 C içeren karbon çelikleri ve alaşımlı çelikler için sertleşebilirlik bandları Şekil 10.9'da gösterilmiştir ve alaşım elementlerinin etkisi belirgin olarak görülmektedir.

Sertleştirilmiş Çelikte İç Gerilmeler:Sertleştirilmiş çelikte, iş parçasının yüzeyinde ve merkezindeki soğumanın üniform olmaması ve iş parçasının tamamında martenzit dönüşümünün üniform olmayışı ve hacim artışı nedeniyle iç gerilimler (termal gerilimler) gelişir. Bu dönüşüm nedeniyle oluşan gerilimlere *yapısal* (veya *faz*) *gerilimler* denir. Sıcaklığın su verme sırasında parça kesiti boyunca üniform olmayan dağılımına karşılık



Şekil 10.9: Çeşitli bileşimlerdeki çeliklerde sertleşebilirlik bandları, 1-R_C 50 M, yarı martenzit bölgesinin sertliği.

hacimce üniform olmayan değişim eşlik eder. Yüzey tabakaları, iç tabakalara oranla daha yüksek hızda büzülür. Fakat yüzey tabakalarının büzülmesi iç tabakalarca engellenir. Sonuçta yüzeyde geçici çekme gerilimleri ve iç tabakalarda[5] basma gerilimleri oluşur.

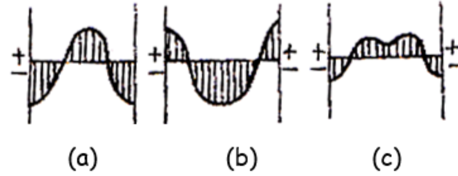
Yüzey, soğuyup hacimdeki değişimler bittikten sonra, merkez hala termal gerilimlere maruz kalmaktadır. Daha sonra bu gerilimler azalır ve belirli bir anda hem yüzey hem de merkezde gerilimlerin işaretlerinde bir değişme oluşur. Parça tamamen soğuduğunda kalıntı gerilimler, yüzeyde basma ve merkezde çekme gerilimleri şeklindedir (Şekil 10.10a). Kalıntı gerilimler gelişir; çünkü geçici gerilimler sadece elastik deformasyonun değil, aynı zamanda bir miktar plastik deformasyonun da sonucudur. Bu plastik deformasyonlar aynı anda oluşmaz ve kesit tabakaları boyunca da aynı değildirler.

Tam sertleşmede yapısal gerilimlerin geliştiği şartlara bakılırsa, termal gerilimlerin keyfi olarak ihmal edilebildiği görülmektedir. M_s sıcaklığı altında su vermede önce merkezden daha kısa sürede ulaşan M_s sıcaklığına yüzeyde martenzit oluşacaktır. Ostenit-martenzit dönüşümü, hacimdeki bir artışı da beraberinde getirdiğinden yüzeyde geçici basma gerilimleri ve merkezde çekme gerilimleri oluşur. Dönüşümün ilerlemesiyle gerilim işaretleri yüzeyde ve merkezde değişir. Yapısal gerilimler termal gerilimlere göre ters yönde değişir. Martenzit dönüşümün sonucu oluşan kalıcı gerilimler yüzeyde çekme ve merkezde basma gerilimleri şeklindedir (Şekil 10.10b). Termal gerilimler gibi bu kalıntı gerilimler de, elastik deformasyona ilaveten iş parçası kesiti boyunca üniform olmayan kalıcı deformasyonun neden olduğu geçici gerilimler nedeniyle oluşur.

Çeliğin sertleştirme işleminde, termal ve yapısal gerilimler aynı anda gelişir ve birbirlerine ilave olurlar (Şekil 10.10c). Verilen bu durumda termal gerilimler yapısal gerilimleri aşar, böylece yüzeyde basma gerilimleri elde edilir. Bununla birlikte şunu da söylemek gerekir ki, çeşitli toplam gerilim diyagramları termal ve yapısal gerilimlerin oranına bağlı olarak elde edilebilir ve yüzey tabakalarındaki gerilimler ya pozitif veya negatif ya da değişik değerler alabilir. Faz gerilimleri genellikle termal gerilimlerden büyük olabilmektedir.

Sertleştirme sonrası elde edilen kalıntı gerilimler, çeliği soğutmada (veya ısıtmada) elde edilen gerilimleri karakterize etmez. Kalıntı gerilimler daima soğutmada gelişen geçici gerilimlerden daha azdır. Gerilmeler ayrılmaya karşı direnci aşarsa ve metalin sünekliği düşükse, bu gerilimler plastik deformasyonla düşürülemez. Bu da çatlakların oluşumuna neden olur. Bu durumda en tehlikelisi çatlak oluşumunu artıran ve çeliğin dayanım sınırın düşüren yüzeydeki çekme gerilimleridir. Çekme gerilimleri esasen mümkün olduğunca düşürülmesi gereken yapısal gerilimlerin sonucu olarak gelişir. Sertleştirme sıcaklığı ve M_s'den M_f'e daha hızlı soğutma hızı ne kadar yüksek ise, yapısal gerilimler de o kadar büyük olacaktır. Dolayısıyla, yapısal gerilimleri düşürmek için soğutma hızının M_s'in altına düşürmek ve çeliğin aşırı ısıtılmasını önlemek gereklidir.

[5] Sadece faz dönüşümleri olmadığında termal gerilimler gelişir. Bu durum, örneğin tavlanmış çeliğin Ac_1'in altındaki bir sıcaklıktan soğutulmasıyla gözlenir.



Şekil 10.10: Kalıntı gerilimlerin şematik diyagramı, (a) termal gerilimler; (b) yapısal gerilimler; (c) toplam gerilimler.

SERTLEŞTİRME YÖNTEMLERİ

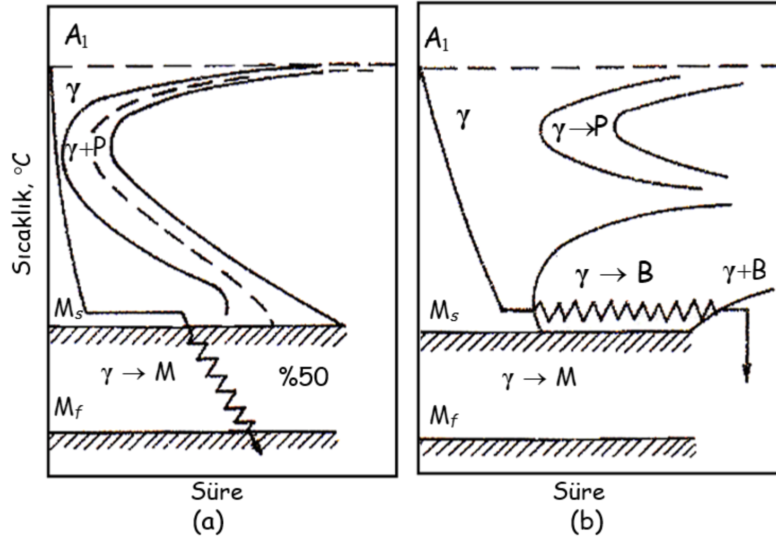
En çok kullanılan yöntem tek ortamda su vermeyle yapılan klasik sertleştirmedir (Şekil 10.11a). Bu yöntem sürekli sertleştirme veya basit su verme sertleştirmesi olarak bilinir. Birçok durumda özellikle karmaşık şekilli parçalarda çarpılmayı azaltmak gerektiğinde diğer sertleştirme yöntemlerine de başvurulur.

İki Ortamda Su Verme: Bu yöntemle sertleştirmede parça önce M_s sıcaklığının biraz üzerinde suda su verilir ve daha sonra 20°C'a kadar soğutulmak üzere hızla daha az şiddetli bir su verme ortamına (örneğin yağ veya hava) taşınır. İkinci su verme ortamına iletme sayesinde tek su verme ortamında (su) su vermede oluşacak iç gerilimler (martenzit dönüşümünde oluşanlar da dahil) azaltılır.

Kendi Kendine Temperlemeyle Sertleştirme: Bu yöntemde su verme ortamında soğutma, merkezde belirli bir miktar ısı kaldığında durdurulur. Isı değişimi nedeniyle daha şiddetli soğutulan yüzey tabakalarının sıcaklığı yükselir ve merkezdekine eşit olur. Bu çelik yüzeyini temperler (kendi kendine temperleme). Çoğunlukla, merkezde kendi kendini temperleme için gerekenden daha fazla ısı kalmaktadır. Daha sonra parça, yüzeyinin aşırı ısınmasını önlemek için yeniden su verme ortamına daldırılır. Parça kendi kendine temperleme ile sertleştirildiğinde merkezin sertliği yüzeyinkinden daha az olmaktadır.

Basamaklı Su Verme (Martemperleme): Bu sertleştirme yöntemi (Şekil 10.11a) çeliğin sertleştirme sıcaklığına ısıtılmasını, M_s'in biraz üzerindeki bir sıcaklıktaki ortamda (genellikle 180-250°C) su verilmesini ve bu ortamda nispeten kısa bir süre tutulmasını kapsar. Daha sonra parça, havada oda sıcaklığına soğutulur. Su verme banyosunda bekletme, sıcaklığın parçanın her yerinde eşit olmasına yetmeli, fakat ostenitin parçalanarak beynite dönüşmesine neden olmamalıdır.

Martenzit dönüşümü, havada soğuma sırasında meydana gelir; fakat dönüşüm sürekli soğutmadakinden daha az tamamlanmış da değildir. Sonuç olarak yapıda daha çok ostenit kalır. Martemperlemede yapıda daha büyük oranda kalıntı ostenit varlığı ve martenzitin kendi kendine temperleme olasılığı nedeniyle daha az hacim değişikliği meydana gelir. Dönüşüm hemen hemen parça boyunca aynı anda ilerlediğinden daha az çarpılma görülür ve çatlak oluşum tehlikesi daha azdır. Martenzit dönüşümü de dahil faz dönüşümü esnasında çeliğin mukavemeti düşer ve sünekiği artar. Mukavemetteki



Şekil 10.11: (a) basamaklı su verme (martemperleme); (b) izotermal su verme (ostemperleme) için TTT diyagramları.

bu şaşırtıcı düşüş sadece dönüşüm anında (bu durumda martenzit) meydana geldiği gözlenir ve martemperleme de çarpılmaya duyarlı parçaların düzeltilmesi için kullanılır. Düzgünleştirme işlemi genellikle pres ile gerçekleştirilir ve parça su verme ortamından alındıktan sonra havada soğutulurken yapılır.

Martemperleme, karbon çeliklerine sadece iş parçasının çapı 8 veya 10 mm'yi aşmadığında uygulanır. Daha büyük parçalarda M_s sıcaklığı üzerindeki bir sıcaklıkta, soğutma hızı kritik soğutma hızının altına düşer ve ostenit yüksek sıcaklıklarda ayrışır. Bu nedenle karbon çeliğinden oluşan büyük parçalar (15-40 mm çapında) yüksek soğuma hızı sağlayan (sıcak su verme) M_s sıcaklığı altındaki (110-160°C) ortamda su verilmelidir. Bu durumda da çarpılma daha azdır; fakat su verme ortamı sıcaklığına soğutma durumunda önemli ölçüde martenzit oluştuğundan düzeltme işlemi daha zordur. Su verme ortamı sıcaklığındaki böyle bir düşüş alaşımlı çeliklerden hazırlanmış büyük parçalar için gerekli değildir.

İzotermal Su Verme (Ostemperleme): Sertleştirme işlemi (Şekil 10.11b) esasen martemperlemenin aynıdır; fakat M_s üzerinde bekleme süresi daha uzundur. Ostenit, bu bekleme sırasında alt beynit oluşumuyla ayrışır. Ostemperleme, karbon çeliklerinin klasik su verme ve temperlenmesiyle elde edilen mekanik özelliklere göre önemli bir gelişme sağlamaz.

Alaşımlı çeliklerin çoğunda ostenit ayrışması beynit bölgesinde tamamlanmaz. Ostenit izotermal bekleme işleminde ayrışmıyorsa daha fazla soğutmayla martenzit dönüşümüne uğramaz ve çelik beynit ve karbonca zenginleşmiş %10-20 kalıntı ostenitten ibaret bir yapı kazanır. Böyle bir yapı, iyi bir tokluk ve yüksek mukavemet sağlar. Birçok çelikte

ostemperleme yapısal mukavemette önemli bir artış sağlar.

Ostemperleme 250-400°C'da temperlemeyi takiben klasik su vermeyle karşılaştırıldığında çentikli deney çubuklarının sünekliğini %50-100 artırır. Ostenitin büyük kısmı beynit dönüşümünün tamamlanmasıyla ayrışmayıp daha fazla soğutmayla martenzit dönüşümüne uğruyorsa, o zaman yüksek mekanik özellikler ostemperleme ile elde edilemez. Bu durumda süneklik önemli ölçüde düşer. Ostemperleme ile %0.3-0.5 C içeren alaşımlı yapı çelikleri izotermal ostenit ayrışmasının beynit bölgesinin alt kısmında (M_s'in biraz üzeri) tutulursa, optimum mekanik özellikler kazanır. Beynit bölgesindeki bekleme sıcaklığındaki (ostenit ayrışmasının) bir artış, çeliğin süneklik ve tokluğunu düşürür. Su verme ortamındaki bekleme süresi, M_s üzerindeki sıcaklıklarda, ostenitin kararlılığına bağlıdır ve bu süre çeliğin TTT diyagramıyla belirlenir.

150-500°C sıcaklık aralığında ergimiş tuzlar, örneğin %55 KNO_3 ve %45 $NaNO_2$ veya ergimiş alkaliler (%20 NaOH ve %80 KOH), genellikle ostemperleme ve martemperleme için kullanılan su verme ortamlarıdır. Tuz veya alkalinin sıcaklığının daha düşük olması, su verme banyosunun soğutma hızını artırır. Ergimiş tuz çeliği sadece ısı transferiyle soğuttuğundan soğutma hızları banyonun karıştırılması ile artırılır. Alkali çözeltisine %3-5 oranında su ilavesi kaynamaya neden olur ve perlit dönüşümü sıcaklığındaki soğutma hızını artırır. Soğutma hızı, 400-450°C'da 4-5 kat artırılır, 300°C da iki misli olur[6]. Parça ergimiş tuzda ısıtılırsa (çeliği oksitlemeyen tuzlar) kostik alkali ergiyiklerde su verme, temiz görünüşlü gri yüzey elde edilmesini sağlar. Bu işleme *parlak sertleştirme* denir.

Çeliğin Sıfıraltı İşlemi: Özellikle %0.4-0.5'den fazla karbon içeren sertleştirilmiş çelikler daima belirli bir miktar kalıntı ostenit içerir. Ostenit, sertlik ve aşınma direncini düşürür ve çoğunlukla, ostenitin martenzite kendiliğinden dönüşümü nedeniyle düşük sıcaklıklarda parçaların boyutsal değişime uğramalarına neden olur. Bu dönüşüm parçada gelişen temas gerilimleriyle de başlayabilir. Bu durum da kırılmaya neden olabilir.

Sıfıraltı işlemi[7] sertleştirilmiş çelikteki kalıntı ostenit miktarını düşürmek için uygulanır. *Soğuk işlem* veya *dondurma işlemi* olarak da bilinen bu işlem sertleştirilmiş çeliği 0°C'nin altına soğutmayı içerir. Bu işlem, martenzit dönüşümü bitiş sıcaklığı (M_f) sıfırın altında olan çeliklere uygulanır (Şekil 9.17).

M_f noktasına (bir çok çelikte -30°C ile -70°C) soğutma, kalıntı osteniti martenzite dönüştürerek %0.8-1.1 C içeren çelikler de sertlik 1-3 R_C kadar artar; fakat aynı zamanda gerilimler de artar. Sonuçta parça yavaşça soğutulmalı ve sıfıraltı işleminden sonra hemen temperlenmelidir. Çeliği sertleştirme sonrası oda sıcaklığında 3-6 saatten fazla bekletme osteniti daha kararlı kılar. Bu sıfıraltı işleminin etkisini düşürür. Bundan dolayı sıfıraltı işleminin sertleştirmenin hemen ardından yapılması önerilir. Sıfıraltı işlemi esas olarak yüzey sertleştirilmiş alaşımlı çelik parçalarda, ölçme takımlarında ve yaylarda, sertleştirmede çok miktarda ostenitin kaldığı durumlarda kullanılır.

[6]Su sadece banyo tasarımının sıvı alkaliyi dışarı atmasını önleyen bir cihaz içermesi durumunda ilave edilir.

[7]1937 de A. P. Gulyayev tarafından ortaya atılmıştır.

10.4 ÇELİĞİN TEMPERLENMESİ

Temperleme, sertleştirilmiş çeliğin Ac_1 noktası altına ısıtılmasını, bu sıcaklıkta bekletmeyi ve ardından belirli bir hızda soğutulmasını içerir. Temperleme ısıl işlemin son aşaması olup, çeliğe arzu edilen özellikler kazandırır. Öte yandan temperleme, su vermede gelişen iç gerilimleri kısmen veya tamamen giderir. Temperleme sıcaklığı ne kadar yüksek ise, bu gerilimler daha çok giderilir. Bu durumda, örneğin %0.3 C içeren silindirik çelik numunedeki eksenel gerilimler 550°C'da temperleme ile 60'tan 8 kgf/mm^2'ye düşürülür. Teğetsel ve radyal gerilimler de aynı yüksek mertebede düşürülür. Kalıntı gerilimlerin çoğu 550°C'da beklemenin ilk 15-30 dakikasında giderilir. Gerilimler temperleme sıcaklığında 1.5 saat beklemeden sonra minimum değere ulaşmaktadır.

Temperlemeden sonraki soğuma hızı da kalıntı gerilimleri önemli oranda etkiler. Parça ne kadar yavaş soğutulursa gerilimler de o kadar az olacaktır. Suda 600°C'dan hızlı soğutma ile yeni termal gerilimler oluşur. Temperleme sonrası havada soğutma, suda soğutmayla oluşandan 7, yağda soğutma ise 2.5 kat az gerilim üretir. Bu nedenle karışık şekilli parçalar çarpılmayı önleme açısından, yüksek sıcaklıkta temperleme sonrası yavaşça soğutulmalıdır. Tersinir temper gevrekliğine duyarlı alaşımlı çelik parçalar 500-650° C'ta temperlemeden sonra her durumda hızlı soğutulmalıdır. Temperleme sıcaklığının çelik özelliklerine temel etkileri vardır. Üç farklı temperleme işlemi uygulanır.

Düşük Sıcaklık Temperlemesi: 250°C'da ısıtmayla yapılır. Bu iç gerilimleri düşürür; su vermeyle oluşan martenzit, temperlenmiş martenzite dönüştürülür; mukavemet artar ve sertlikte dikkate değer bir kayıp olmaksızın toklukta bir miktar artış gözlenir. %0.6-1.3 C içeren sertleştirilmiş çelikte böyle bir temperleme sonrası 58-63 R_C sertliğini ve dolayısıyla yüksek aşınma direncini korur. Bununla birlikte temperlenmiş parçalar tok bir merkeze sahip olmadıkça yüksek darbe yüklerine dayanamaz.

Bu nedenlerden dolayı düşük sıcaklık temperlemesi karbon ve düşük alaşımlı çeliklerden üretilen kesme ve ölçme takımlarına ve yüzey sertleştirme, karbonlama, siyanürleme ve karbo-nitrürleme yapılan parçalara uygulanır. Bekleme süresi genellikle 1-2.5 saat kadardır; fakat büyük kesitli parçalar veya ölçme takımlarında daha uzun süreler gerekebilir.

Orta sıcaklık temperlemesi: 350-500°C sıcaklık aralığında esasen bobinlere ve tabaka halindeki yaylara ve de kalıplara uygulanır. Bu işlem yüksek bir elastik sınır, dayanım sınırı ve gevşeme direnci sağlar. Temperlenmiş çeliğin temper trostiti ve trosto-martenzitten ibaret bir yapısı olup 40-50 R_C sertliğe sahiptir. Temperleme sıcaklığı tersinir temper gevrekliğinden kaçınacak şekilde seçilmelidir. 400-450°C'da temperlemeden sonra parça suda soğutulmalıdır. Bu durum yayların dayanım sınırını artıran, yüzeydeki basma kalıntı gerilimlerinin gelişmesini sağlar.

Yüksek sıcaklık temperlemesi: 500-680°C civarında gerçekleştirilir. Temperlenmiş çelik temper sorbitinden ibaret bir yapıya sahiptir. Bu işlem çelikte mukavemet ve tokluğun en iyi kombinasyonunu sağlar. Normalize edilmiş veya tavlanmış durumla

Tablo 10.3: %0.42 karbonlu çeliğin özelliklerine ısıl işlemin etkisi.

Isıl İşlem	σ_t kgf/mm^2	$\sigma_{0.2}$ kgf/mm^2	δ %	ψ %	a_n kgf-m/cm^2
880°C de Tavlama	55	35	20	52	9
880°C de suda su verme					
300°C temperleme	130	110	12	35	3
880°C de su da su verme					
600°C temperleme	62	43	22	55	14

kıyaslandığında, sertleştirmeyi müteakip yüksek sıcaklık temperlemesiyle elde edilen çekme mukavemeti aynı anda akma mukavemeti, kesit büzülmesi ve özellikle darbe direncinde artış sağlanır (Tablo 10.3). Bu nedenle sertleştirmeyi müteakip yüksek sıcaklık temperlemesini içeren ısıl işleme *yapısal iyileştirme* denir.

Yapısal iyileştirme akma noktası, dayanım sınırı ve darbe mukavemeti değerlerinin yüksek olmasının gerektiği orta karbonlu yapı çeliklere (%0.3-0.5) uygulanır. Bununla beraber bu işlem (düşen sertlik nedeniyle) sonunda çeliklerin aşınma dirençleri yüksek değildir. Bu işlem gerilim artırıcılara duyarlığı düşürerek çatlak yayılmasındaki plastik deformasyon iş'ini artırarak (çatlak yayılması için gerekli işi) ve üst ve alt geçiş sıcaklıklarını düşürerek çeliğin yapısal mukavemetini artırır. 550-600°C'da 1-2 saat temperleme sertleştirmede gelişen kalıntı gerilimlerini hemen hemen tamamını giderir. Yüksek sıcaklık tamperlemesinde bekleme süresi parçanın tüm boyutuna bağlı olarak genellikle 1-6 saat arasındadır. Çelikte oluşan levhalaşma tehlikesini azaltmak için bekleme süresi bazen 12-24 saate kadar artırılabilir.

10.5 ÇELİĞİN TERMOMEKANİK İŞLEMİ

Termomekanik işlem, klasik sertleştirme ve temperlemeye göre, çeliğin özelliklerini daha fazla geliştirebilen yeni bir tekniktir. Termomekanik işlem (TMİ) çeliğin ostenitik durumda plastik deformasyonu ve sertleştirmenin bir kombinasyonudur. Bu işlemde sertleştirilmiş çelik yapısı, deformasyon sertleşmesi nedeniyle yüksek dislokasyon yoğunluğu şartları altında oluşur. İki temel termomekanik işlem yöntemi vardır:

Yüksek sıcaklık termomekanik işlemi (YTMİ) olarak bilinen ilk yöntem çeliğin ostenit yapıda olduğu A_3 noktası üzerindeki bir sıcaklıkta işlem görmesinden ibarettir (Şekil 10.12a). Deformasyon derecesi %20-30 arasındadır. Sertleştirme yeniden kristalleşmenin oluşmasını önlemek için işlemden hemen sonra yapılır.

Düşük sıcaklık termomekanik işlemi olarak (DTMİ) bilinen ikinci yöntem çeliğin ostenitin aşırı soğutulduğu ve nispeten kararlı olduğu sıcaklık bölgesinde (400-600°C) işlenmesini içerir. İşlem sıcaklığı M_s'in üzerinde fakat yeniden kristalleşme sıcaklığının

Şekil 10.12: Celiğin termomekanik işlemi için TTT diyagramları.

da altında olmalıdır (Şekil 10.12b). Deformasyon derecesi genellikle %75-95 arasındadır. Sertleşme, deformasyonun hemen ardından gerçekleşir. Çeliğe, her iki yöntemde de, işlemden sonra düşük sıcaklık temperlemesi (100-300°C) uygulanır. Bu ortak işlem (TMİ) iyi süneklik ve tokluk (δ=%6-8 ve a_n=5-6 kgf-m/cm^2) ile birlikte çok yüksek mukavemet (σ_t= 220-300 kgf/mm^2) sağlar.

Klasik sertleştirme ve düşük sıcaklık temperlemesiyle elde edilen çekme mukavemeti 200-220 kgf/mm^2'yi ve δ=%3-4'ü geçmez. En önemlisi de sünekliğin mukavemetle birlikte artmasıdır. En yüksek mukavemete (σ_t=260-300 kgf/mm^2) aşırı soğutulmuş ostenitin işlenmesi sırasında (Şekil 10.12b); yani, ikinci yöntemle (DTMİ) ulaşılır. Yüksek sıcaklık bölgelerinde işlemfe (YTMİ), o kadar yüksek çekme mukavemeti sağlamaz (sadece σ_t=220-240 kgf/mm^2). Bu durum elbette ki yüksek sıcaklıklarda kısmen de olsa yeniden kristalleşmenin önüne geçilememesindendir. Düşük sıcaklık termomekanik işlemi yeniden kristalleşme sıcaklığı altında yapıldığından soğuk işlem olarak kabul edilebilir. Fakat yüksek sıcaklık termomekanik işlemi yüksek süneklik sınırları ve daha iyi yapısal mukavemet sağlar. Bu durum oda sıcaklığı ve düşük sıcaklıkta darbe mukavemetini artırır; geçiş sıcaklığını düşürür ve termal gevreklik eğilimini azaltır. Bunun yanısıra, yüksek sıcaklıkta işlem daha az güç gerektirir ve dolayısıyla üretim verimi daha yüksek olur.

Termomekanik işlem ile elde edilen yüksek mekanik özellikler, martenzitteki yüksek dislokasyon yoğunluğu kristalli parçalar halinde kırılması, mikrometre mertebesinde parçaların karşılıklı olarak 10° veye 15° hatalı yönlenmesi nedeniyledir. İşlem sırasında ostenitte oluşan dislokasyon yapısı sertleşme sonrası martenzitte kalır. Ostenit işlendikten sonra müteakip sertleşme, yoğun dislokasyon birikmelerine ve büyük oranda hatalı yönlenmiş martenzit parçalarının birleşmesine sebep olur. Süneklikteki artış ise II. sınıf gerilimlerdeki düşüşün bir sonucudur.

Martenzit oluşturmak için uygulanan sertleştirme sonrası çeliğin mukavemeti %2-5 oranında hafifçe plastik deformasyonu vasıtasıyla %10-25 oranında artırılabilir. Mukavemet ayrıca yüksek sıcaklık termomekanik işlemi sonrası martenzit deformasyonu uygulanmasıyla da artırılabilir; çünkü çeliğin sünekliği, klasik sertleştirme sonrasındaki süneklilikten daha yüksektir.

10.6 ISIL İŞLEM HATALARI

Su verilen çeliklerde görülen temel hatalar, parçadaki iç ve dış çatlaklar, çarpılma ve eğrilmedir.

Çatlaklar: Çatlaklar su vermede I. sınıf iç çekme-gerilimlerinin çeliğin ayrılmaya karşı direnci aştığında meydana gelir. Çatlaklar M_s noktası altındaki sıcaklıkta genellikle parça soğuduktan sonra oluşur. Çeliğin çatlak oluşum eğilimi karbon içeriği, sertleştirme sıcaklığı ve martenzit dönüşüm sıcaklık aralığındaki soğutma hızıyla artar. Bu eğilim ayrıca çeliğin sertleşebilirliği ile artar.

Çatlak oluşumunun bir diğer nedeni parçada gerilim artırıcılarının varlığıdır. Bunlar parça kesitindeki ani değişimler, bölgesel çentikler, çöküntüler, kabarıklıklar, vs olabilir. Çatlaklar düzeltilmez hatalardır. Bunların oluşumunu önlemek için tasarımda keskin köşelerden, dar açılardan, ani değişimlerinden ve diğer gerilim artırıcılardan kaçınma; parçaya mümkün olan en düşük sıcaklıktan su verme, iki ortamda ve basamaklı su vererek (martemperleme) martenzit bölgesine yavaşca soğutma, izotermal su verme (ostemperleme) ve su verme sonrası parçayı hemen temperleme önerilir.

Çarpılma ve Eğrilme: Isıl işlenmiş parçanın şekli ve boyutundaki değişimler sonucunda oluşan çarpılma, termal ve yapısal gerilimler dolayısıyla olur. Bunlar üniform olmayan soğutma ve faz dönüşümleri nedeniyle hacimdeki üniform olmayan değişimlerin sonucunda gelişir. Parçanın asimetrik çarpılması, ısıl işlem pratiğinde genellikle, eğrilme olarak bilinir. Eğrilme, çoğunlukla parçaya yanlış pozisyonda su verildiğinde ve martenzit dönüşüm sıcaklık bölgesinde soğutma hızı çok yüksek olduğunda gözlenir. Bu sebeplerin ortadan kaldırılması eğrilmeyi önemli ölçüde azaltır. Eğrilmenin uzun ve ince parçalarda ortadan kaldırılması daha zordur. Bu durum, bu tür parçaların su verme kalıplarında, basınç veya bağlantılarla sıkıştırılmasıyla azaltılabilir. Bu durumda martenzit dönüşümü meydana gelir; çeliğin mukavemeti düşer.

Isıl işlem, martenzit (maksimum özgül hacim) ve ostenit (minimum özgül hacim) arasında öyle bir oran sağlamalıdır ki, ortalama özgül hacim, sertleştirme öncesi başlangıç özgül hacmini (perlitin özgül hacmi) aşmamalıdır. Buna, örneğin %0.7-0.8 C içeren çeliğin sertleştirilmesinde, %50 kalıntı ostenitle ulaşılabilir ve bu durumda sertlik doğal olarak önemli oranda düşer. Çelik M_s'den M_f'e daha yavaş soğutulursa (iki ortamda su verme veya martemperlemeyle) martenzit temperlenir ve özgül hacimi düşer. Bu durumda kalıntı ostenit miktarının %15-20'yi geçmemesi gerekmektedir. Böylece sertlikte önemli bir düşüş olmaz. İzotermal su vermede (ostemperleme) çelik, beynit ve kalıntı ostenitden oluşan bir yapı oluşturur ve hacimsel değişim küçüktür.

10.7 YÜZEY SERTLEŞTİRME

Yüzey sertleştirme sadece yüzeyin bir kısmının belirli bir derinliğe sertleştirildiği ve parça merkezinin sertleştirilmemiş bırakıldığı bir yerel (lokal) ısıl işlemdir.

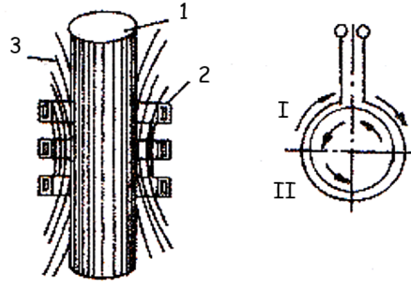
Yüzey sertleştirmenin temel amacı metal parçaların yüzeyinin sertlik, aşınma direnci ve dayanım sınırını artırmaktır. Merkez tok kalır ve darbe yüklerine dayanabilir. En çok kullanılan yüzey sertleştirme yöntemi yüksek frekanslı indüksiyon sertleştirmesidir. Alevle sertleştirme esasen büyük kütleli parçalara uygulanır ve daha az kullanılır.

Yüksek Frekanslı İndüksiyon Sertleştirmesi: Yüksek frekanslı elektrik akımı ile (indüksiyon) ısıtma, ilk olarak 1935 te V. P. Vologdin tarafından önerilmiştir.

Yüksek frekans akımıyla ısıtma (indüksiyon ısıtma) ısıtılacak parçaya, magnetik alan değişimiyle indüklenen akımın termal etkisiyle başarılmaktadır. Isıtılacak parça indüktör içine yerleştirilir (ısıtıcı bobin olarak da isimlendirilir); bu birkaç sarmallı su soğutmalı bir bakır boru veya boşluklu bir elektrik bağlama çubuğu olabilir (Şekil 10.13). Alternatif akım indüktörden geçip bir alternatif manyetik alan oluşturur. Bu elektromanyetik alan Joule ısısının oluşumu ile parçanın yüzey tabakalarında eddy akımlarına sebep olur. Oluşan alternatif akımın yoğunluğu iletkenin kesiti boyunca üniform değildir (bu durum için). Akım esas olarak iletkenin yüzey tabakası boyunca iletilir. Bu durum *tabaka etkisi* (skin effect) olarak bilinir. Isının yaklaşık olarak %90'ı y kalınlığındaki tabakada oluşur ve bu y değeri akım frekansı f (Hz), manyetik geçirgenlik μ (Gs/Oe) ve elektriksel direnç ρ (ohm-cm) değerlerine bağlı olup aşağıdaki bağıntı ile verilir:

$$y = 5000\sqrt{\frac{\rho}{\mu f}}, \quad \text{cm}$$

Akımın içe işleme derinliği sıcaklıkla özellikle Cruie noktası (768°C) üstündeki sıcaklıklarda yoğun bir şekilde artar. Zira bu sıcaklıkta çelikte ferromanyetiklikten paramanyetikliğe geçiş nedeniyle manyetik geçirgenlikte ani bir düşüş gözlenmektedir. Aynı zamanda ısıtma hızı da düşer. Bu durum ısıtma şartları belirlenirken göz önüne alınması gereken bir durumdur. Ötektoid üstü çeliklerde faz dönüşümü sıcaklık aralığında (A_1'den A_3'e) ısıtma hızı yaklaşık 30-300°C/s'dir.



Şekil 10.13: Yüksek frekanslı indüksiyonla sertleştirmenin prensib; 1-parça, 2-indüktor, 3-magnetik alan, I-indüktörde akım yönü, II-işlenen parçadaki akım yönü.

İndüksiyon sertleşmesinde yüzeyi ısıtma için nispeten yüksek özgül güç (0.1-2 kW/ cm^2) uygulanır. Dolayısıyla ısıtma süresi kısadır (2-50 s). 1 mm kalınlıkta tabaka sertleştirmek için optimal akım frekansı aralığı 50,000-60,000 Hz, 2 mm için 15,000 Hz ve 4 mm için 4,000 Hz kadardır. Bununla birlikte 1-2 mm derinlikte sertleşme oluşturacak yüzey ısıtması için ses dalgası frekans seviyesi (2,000-8,000 Hz) değişir. Sertleşen parça derinliği yaklaşık olarak kritik nokta üzerine ısıtılanınkine eşittir. Daha derin tabakalar kritik nokta altına ısıtılır ve sertleştirilmezler. Merkezin mukavemeti artırılmak istendiğinde parçaya yüzey sertleştirme öncesi normalleştirme uygulanır.

Optimum sertleştirme kalınlığının seçimi parçanın çalışma şartlarına bağlıdır. Parça yalnızca aşınma veya yorulmaya maruz kalacaksa, 1.5-3 mm lik bir kalınlık yeterlidir. Parça yüksek temas yükleri altında kalacaksa ve yeniden taşlanıp onarılmış boyutta kullanılacaksa 4-5mm'lik bir kalınlık gerekir. Soğuk haddelemedeki hadde milleri gibi özellikle yüksek temas yüklerinde çalışacak parçalar için sertleştirme tabakası 10-15 mm ve hatta daha kalın olabilir. Pratik bir kural olarak, sertleştirilmiş tabakanın kesit alanı tüm parçanın kesit alanının %20'sini aşamaz. Dişlilerde tabaka kalınlığı modülün 0.20-28'i kadar olmalıdır.

Yüksek frekans akımı bir motor jeneratörü ve nadiren bir vakum-tüp jeneratörüyle sağlanır. Motor jeneratörleri 60-1,000 kW güçte 1,000-10,000 Hz frekansa sahip akım üretirlerken vakum-tüp jeneratörlerinde bu 5-220 kW güç çıkışında 10,000 Hz frekansa ulaşabilir. İndüksiyon sertleştirmesi uygun biçimde techizatlandırılmış ve otomatikleştirilmiş özel düzeneklerle sağlanır.

Bu tekniğin sahip olduğu uygun yüksek hızlarda perlitin ostenite dönüşümü, yüksek sıcaklık aralıklarına kaydırılır (Şekil 2.2). Bu nedenle parçanın indüksiyon sertleştirmesinde fırındakinden daha hızlı soğutulması gerekir. Fırında bu hız 1.5-3°C/s'yi geçmez. Faz dönüşümü bölgesinde ısıtma hızı ne kadar yüksek ise tamamen ostenitlemenin sağlanması ve optimal yapı elde etmek (ince kristalli martenzit) ve su verme sonrası maksimum sertliği sağlamak için ısıtma sıcaklığının da o kadar yüksek olması gerekir. Örneğin, %0.4 C içeren çeliğin su verme sıcaklık aralığı, fırında ısıtma durumunda 840-860°C'dir. Eğer indüksiyon ısıtma hızı 250°C/s ise su verme aralığı 880-920°C ve 500°C/s hız için 980-1020°C'dir.

Sertleştirmede su verme ortamı (su veya bir çözelti), genellikle püskürtmeli su verme olarak bilinen bir püskürtücü cihaz vasıtayla sağlanır. Aşağıda verilen indüksiyon sertleştirmesi prosesleri uygulanmaktadır.

1. Tüm parça yüzeyi aynı anda ısıtılır ve su verilir. Bu işlem küçük yüzeyli parçalara (miller, şaftlar, şaft türü aletler) uygulanır.

2. Parça kesitlerinin ardışık olarak ısıtılması ve su verilmesi, krank şaftlarının yatağa oturan kısımları (önce birini ısıtma ve su vermeden sonra bir diğerine geçiş), 6 mm'den fazla modüllü dişliler (dişden dişe sertleştirme), kam mili, şaft vb için uygundur.

3. Sürekli ardışık ısıtma ve su verme işlemi uzun şaftlar, miller vb için uygulanır. Ya parça durağan indüktöre göre yer değiştirebilir ve püskürtme ile soğutulur ya da tersi söz konusu olabilir. İlk işleme kıyasla daha düşük kapasiteli jeneratör gerekir.

İndüksiyon sertleştirmesinde yakınlık etkisi göz önüne alınmalıdır. Ters yönlerde alternatif akım akışına sahip iki iletkenli sistemde maksimum akım yoğunluğunun, bunların birbirine en yakın olduğu bölgede olduğu bulunmuştur. Dolayısıyla üniform tabaka derinliği elde etmek için indüktörden parçaya olan uzaklık yüzeyin her noktasında aynı olmalıdır. İndüktörün şekli ısıtılan yüzeyinkine benzer olmalıdır. Parçayı indüktör içinde döndürmeyle iyi sonuçlar elde edilmektedir.

İndüksiyon sertleştirmesini genellike 160-200°C daki bir düşük sıcaklık temperlemesi takip eder. Çoğunlukla kendi kendine temperlemeye başvurulur. Bu durumda parça su verme işleminde tamamen soğutulmaz ve sertleşen tabakaya sertleşme sıcaklığını sağlayacak yeterli bir ısı bırakılır. İndüksiyon sertleştirmesine maruz bırakılacak parçalar genellikle yüksek sertlik (55-60 R_C) ve aşınma direnci istenen fakat gevrek davranışa duyarlılık istenmeyen %0.4-0.5C içeren karbon çeliklerinden yapılır. Alaşımlı çelikler daha az kullanılır; örneğin Cr, Cr-Ni veya Cr-Ni-Mo çelikleri gibi.

Rusya'da *derin indüksiyon ısıtmalı yüzey sertleştirme* olarak bilinen yeni teknik uygulama alanı bulmaktadır. Bu işlemde kritik sıcaklık üzerine ısıtılan derinlik, sertleştirme derinliğinden fazladır. İnce kesitli bir parça tamamen ısıtılmaktadır. Böylece sertleşen tabaka kalınlığı ısıtılan derinlikten ziyade çeliğin sertleşebilirliği ile belirlenmektedir. Dolayısıyla yüzey sertleştirmede kullanılan çelik ısıtılan derinlikten daha sığ bir derinlikte sertleşmektedir. Su verme sonrasında yüzeyde martenzit (60 R_C) oluşurken merkezde kritik değerin altındaki soğuma hızı nedeniyle sorbit veya trostit oluşmaktadır. Bu durum merkezi büyük ölçüde mukavemetlendirir (30-40 R_C ve σ_t=120-130 kgf/mm^2).

Derin ısıtma için özel çelikler geliştirilmiştir. Bunlar daha düşük veya belirli sertleşebilirliğe sahiptir. Bu durum empüritelerin (Mn, Si, Cr, Ni, vb) miktarını sınırlayarak ince ve kararlı ostenit taneleri elde ederek ve AlN, TiC ve diğerleri gibi çözünmeyen parçacıkların oluşumu sağlanarak başarılabilmektedir. En çok uygulama gören düşük sertleşebilirliğe sahip çelikler %0.55-0.63 C ve %0.5'den az eser bileşenler (Si, Mn, Cr,

Ni ve Cu) içerirken, belirlenmiş sertleşebilirlikteki çelikler %0.44-0.51 C, %0.9-1,2 Mn ve %0.06-0.12 Ti içerir.

İndüksiyonla sertleştirilmiş çelikler fırında ısıtılıp su verilenlere oranla 3-6 R_C daha serttir. Bu etki genellikle yüzey sertleştirmede soğuma hızının su verme sırasındaki temperleme olasılığını ortadan kaldıran martenzit aralığında yüksek olmasıyla açıklanmaktadır. İndüksiyon sertleştirme sonrası gerçek ostenit tanesi, fırın ısıtmasıyla yapılan klasik sertleştirmedekine (7 veya 8 tane boyutu numarası) oranla önemli oranda ince boyuttadır (10-12 tane boyutu numarası). İnce tane yüksek ısıtma hızı ve ısıtmada bekleme olmamasıyla ilgilidir.

İnce bir şekilde dağılmış başlangıç yapısı için yapısal iyileştirme ve normalleştirme uygulaması ve ostenitlemedeki yüksek ısıtma hızları (500-1000°C/s), çok ince tane boyutu (14 veya 15 tane boyutu numarası) ve çok ince martenzit elde edilmesini sağlar. Bu şekilde tanesi inceltilmiş çelik yüksek mukavemete (σ_t=250 kgf/mm^2) ve sünekliğe ($\psi \geq$%20) sahiptir.

Derin ısıtma tekniği de dahil yapılan indüksiyon sertleştirmesi yorulma kırılmasına karşı direncini önemli oranda artırır. Çentikli çubuk deneyiyle belirlenen dayanım sınırı %0.4 C'lu çelik için normalleştirmeyi takiben 15 kgf/mm^2 (%100) dir; indüksiyonla yüzey sertleştirme işleminden sonra bu değer 42 kgf/mm^2'ye (%285) yükselir. Yorulma sınırındaki artış sertleştirilmiş tabakadaki kalıntı basma gerilimlerinin 50-60 kgf/mm^2'ye ulaşan boyutlara gelişmesiyle açıklanmaktadır.

Bir çok makina parçası (miller, şaftlar vb) gerilim artırıcılarının yer aldığı yüzey tabakalarında maksimum gerilimlerin geliştiği eğilme ve burulmaya maruz kalmaktadır. Değişimli yükler, bir kural olarak, çekme gerilimleri nedeniyle yüzeyde yorulma çatlaklarının oluşumuna yol açarlar. Yüzeyde kalıntı basma gerilimleri oluşturulursa (yüzey sertleştirme ile) dış yüklerin ve bu nedenle dayanım sınırının artışı dolayısıyla çekme gerilimlerini düşürür.

İndüksiyon ısıtması uygulaması ısıl işlem için gerekli süreyi kısaltır ve sonuçta iş verimi artar. İşlemde pullanma oluşmadığından müteakip işlemede kolaylık sağlanır, çarpılma azalır. Dahası, indüksiyon sertleştirmesi ısıl işlem prosesinde otomasyon şartlarını kolaylaştırır ve üretim çevrimini kesintiye uğramadan, işlem üretim hattının devamını sağlar. Bu yöntem özellikle çok ve hacimli üretimde verimlidir. Aynı zamanda tekli iş parçalarında kendine ait indüktör ve uygun proses şartı gerektirdiği için indüksiyon sertleştirmesi kazançlı değildir.

Endüstride indüksiyon sertleştirmesine sık sık başvurulmaktadır. Örneğin krank, şaft, dişli ve diğer bir çok traktör ve otomobil parçası, parçanın işlenmesi için üretim hattında doğrudan yerleştirilen düzenekle indüksiyon sertleştirmesine tabi tutulmaktadır. İndüksiyon sertleştirmesi, diğer mühendislik branşlarında da yaygın biçimde kullanılmaktadır (soğuk haddelemedeki hadde milleri, bütün dişliler, şaftlar, delme çubukları, akslar, hareketli vinç tekerlekleri, fren kasnakları, dişli debriyaj elemanları, vb).

Alevle Sertleştirme: Bu teknik büyük parçalara (hadde milleri, şaftlar, vb) uygulanır. Parça yüzeyi gaz aleviyle yüksek sıcaklıklara ısıtılır (2400-3150°C). Isının büyük kısmı yüzeye hızla geçer, parça merkezi ısınmadan önce önemli oranda yüzeyi su verme sıcaklığına getirilir. Müteakip su verme yüzey tabakasını sertleştirir. Alev için yakıt olarak asetilen, gaz yağı ve doğal gaz da kullanılır. Isıtma düz yarıklı alev kafalarıyla (yarıkta tek orifise sahip) veya çok orifisli ısıtma kafalarıyla sağlanabilmektedir.

Sertleşen tabaka genellikle 2-4 mm kalınlık ve 50-56 R_C sertliktedir. Martenzit, ince bir yüzey tabakasında oluşur; bunun altındaki tabaka trosto-martenzit bir yapıdan ibarettir. Alevle sertleştirme klasik sertleştirmeden daha az çarpılmaya neden olur ve yüksek ısıtma hızı nedeniyle temiz bir yüzey bırakır.

Alevle yüzey sertleştirme işlemi otomasyon uygundur ve işleme için genel üretim hattına sokulabilir. Büyük parçalar için bu işlem genellikle indüksiyon sertleştirmesinden daha fazla verim sağlar.

Bölüm 11

ÇELİĞİN KİMYASAL ISIL İŞLEMİ

11.1 KİMYASAL ISIL İŞLEMİN ÖZELLİKLERİ

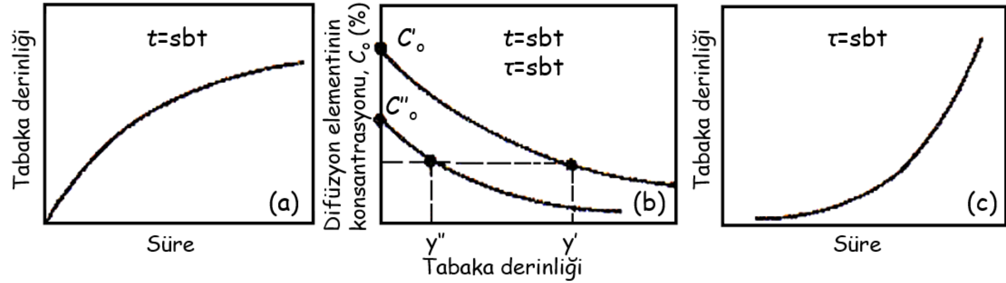
Kimyasal ısıl işlem yüksek sıcaklıktaki bir ortamda karbon, azot, aluminyum ve krom gibi bazı ilave elementlerin difüzyona dayalı olarak atomik halde çelik yüzeyine yayınmalarını içerir. Kimyasal ısıl işlem bir katı, sıvı veya gaz ortamda yayınacak (difüze olacak) elementin atomik halde serbest bırakılması için belirli bir sıcaklığa ısıtmayı, bu sıcaklıkta bekletmeyi ve sonraki su verme işlemini kapsar. Kimyasal ısıl işlem, normal ısıl işlemin aksine, sadece yüzeyin yapısını değil, kimyasal bileşimini de değiştirir. Bu, çeliğin özelliklerinin daha geniş bir aralıkta değiştirilebilmesini sağlar.

Bütün kimyasal ısıl işlemler esas olarak üç esas aşamadan oluşur: (1) dış ortamda meydana gelen reaksiyonların sonucu olarak difüzyon elementinin serbest bırakılması; (2) difüzyon elementinin atomlarının çelik parçanın yüzeyi ile teması ve demir girişi (emilmesi); (3) emilen bu elementin matris metale doğru difüzyonu.

Emilen element atomlarının demir kristal kafesine girişinde difüzyon hızı her zaman aynı olmayıp oluşan fazların yapı ve bileşimine bağlıdır. Demire arayer katı çözeltileri oluşturan karbon veya azot ilave edildiğinde difüzyon yeralan katı çözeltisindekinden daha hızlı iler.

γ-demirde, aktivasyon enerjisi (Q) yeralan katı çözeltileri oluşturan Cr, Al, Si gibi elementler için 60 kcal/g-atom'u aşarken, karbon veya azot için 31 veya 32 kcal/g-atom dur. Sonuç olarak, difüzyon kaplaması (metalik sementasyon) her ne kadar uzun bir yayınım süresi ve yüksek sıcaklıkta devam ettirilse de azot ve özellikle de karbon ile doyurulma durumundakinden daha ince bir tabaka elde edilir.

Difüzyon (penetrasyon) derinliği, sıcaklık ve emdirme süresine ve ayrıca metal yüzeyine difüze olan element bileşimine bağlıdır (Şekil 11.1).



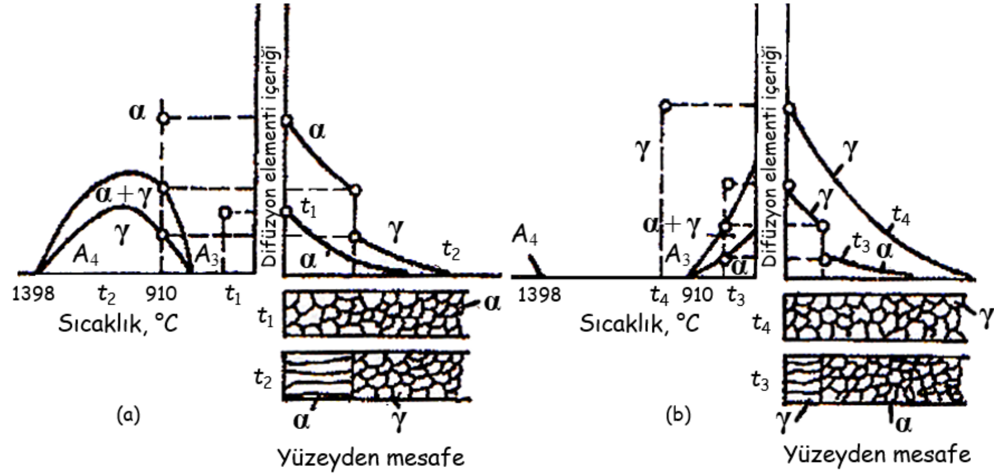
Şekil 11.1: Difüzyon tabakası derinliğinin (a) difüzyon süresine; (b) yüzeyde difüze olan elementin C_0' ve C_0'' konsantrasyonlarına; (c) sıcaklığa bağımlılığı.

Verilen sıcaklıkta difüzyon süresi (τ) esas alınarak difüzyon tabakasının derinliği y genellikle bir parabolik ilişki ile saptanır (Şekil 11.1a). Netice olarak, tabaka derinliğinin artma hızı zamanla azalır. Diğer faktörler aynı tutulduğunda, metal yüzeyine difüze olan elementin konsantrasyonu ne kadar fazlaysa, elde edilen difüzyon tabakasının kalınlığı o kadar fazla olur (Şekil 11.1b). Yüzeye difüze olan elementin konsantrasyonu, yüzeye bu elementi temin eden ortamın aktivitesine, yüzeyden giren olan atomların difüzyon hızına, işlenen metalin bileşimine ve oluşan fazların yapısına bağlıdır. Difüzyon hızı sıcaklıkla artar. Bu yüzden difüzyon tabakası derinliği, verilen bir zaman aralığında sıcaklığın yükselmesiyle keskin bir şekilde yükselir (Şekil 11.1c).

Birincil oluşumların doğası, faz yapısı ve difüzyon tabakasının kalınlığı boyunca konsantrasyondaki değişim, difüze olan element ve çözündüren metalden oluşan sistemin denge diyagramı vasıtasıyla açıklanabilir. Bu durum, demir-difüzyon elementi (Cr, Al, Si, Mn vb) sistemleri için denge diyagramlarınca gösterilebilir. Difüzyon faz değişikiği olmaksızın t_1 sıcaklığında (Şekil 11.2a) α kafesinde, t_4 sıcaklığında (Şekil 11.2b) ise γ kafesinde ilerlemektedir. Netice olarak doyma sıcaklığında sadece γ- ve α-katı çözeltileri mevcut olur ve difüze olan elementin konsantrasyonu metal yüzeyindeki belirli bir maksimum değerden yüzeyden içerdeki bir derinlikte sıfır değerine monoton olarak azalır.

Difüzyon tabakası mikro yapısının dağlandığı bir derece ile belirebilir. t_2 ve t_3'deki doyurulmaya, difüzyon sıcaklığında faz yeniden kristalleşmesi eşlik eder. Kuşatılmış γ-fazı içeren bir denge diyagramı (Fe-Cr, Fe-Si vb) durumunda difüzyon önce γ fazında ilerler ve yüzeyde çözünürlük sınırına erişildiği zaman $\gamma \rightarrow \alpha$ faz yeniden kristalleşmesi meydana gelir. α-fazı çekirdekleri tipik sütunsal kristalitler şeklinde yüzeyden difüzyon yönüne doğru büyür.

Eğer demir, γ-fazı bölgesini genişleten (Fe-Mn ve Fe-Ni) bir element ile doyurulursa difüzyon öncelikle (t_2 sıcaklığında) α-fazında ilerler ve çözünürlük sınırına eriştiğinde γ-fazı meydana gelir (Şekil 11.2). Faz yeniden kristalleşmesi çalışılan yüzeyde başlar ve sütunsal kristallerin oluşumu ile birlikte içeriye doğru ilerler. Soğutma sırasında yeniden kristalleşme fazı yok olabilir. Eğer soğuma sırasında faz yeniden kristalleşmesi oluşursa sütunsal kristaller yok olabilir. İki faz (α ve γ) arasındaki ara yüzey konsantrasyonunda ani bir değişim gözlenir (Sekil 11.2a ve b'de t_2 ve t_3) ve mikroyapıda soğutmadan sonra



Şekil 11.2: Demir ve difüze olan elementin şematik diyagramları; eğriler, difüze olan tabaka derinliği boyunca difüze olan elementin konsantrasyonundaki değişimi ve tabaka yapısını gösterir.

bir sınır difüzyon hattı görülebilir. İki fazlı $(\alpha + \gamma)$ tabakalar difüzyon sıcaklığında oluşamaz. Bu tabakalar yalnızca soğutma sırasında meydana gelen dönüşümlerin bir sonucu olarak ortaya çıkar. Difüzyon sıcaklığında işlem gören alaşımlı çeliklerde çok tabakalı fazlar meydana gelebilir.

Demirin (veya çeliğin) metallerle doyurulmasıyla elde edilen difüzyon tabakası derinliğinin belirlenmesinde değişmiş bir bileşime sahip tabakanın tüm derinliği yerine yalnızca α- ve γ-fazları arasında sınır difüzyon hattına kadar olan derinlik belirtilir. Bu şekil uygulama metalografik metodlarla tüm difüzyon derinliğinin belirlenmesi zorluğu ve difüze olan elementin konsantrasyonunun sınır hattından öteye nisbeten daha az olması nedeniyle yapılmaktadır. Bu yüzden tabakanın bu kısmında özelliklerde kayda değer bir değişiklik gözlenmez. Difüzyon tabakasının derinliği x-ışını yapı analizi veya x-ışını mikrospektral analizi ile difüze olan elementin konsantrasyonundaki değişim hassas bir şekilde belirlenebilir.

11.2 ÇELİĞİN KARBONLANMASI

Karbonlama (veya karbürizasyon) çelik yüzeyine karbon emdirme işlemidir. Katı karbon içeren karışımlarla (karbür yapıcı bileşikler) karbonlama ve gaz karbonlama olmak üzere iki tür karbonlama işlemi vardır. Karbonlamanın amacı yüksek aşınma direncine sahip sert bir yüzey elde etmektir. Bu işlem sırasında yüzey %0.8-%1'e kadar karbonla zenginleştirme ve daha sonra sertleştirme ve düşük sıcaklık temperlemesi şeklinde yapılır. Karbonlama işlemi ve daha sonraki ısıl işleme (sertleştirme) birlikte yüzey sertleştirme denir. Yüzey sertleştirme ayrıca dayanım sınırını da artırır.

Karbonlama genellikle %0.1-0.18 C içeren düşük karbonlu çeliklere uygulanır. Daha yüksek karbon (%0.2-0.3 C) içeren büyük boyuttaki çelik parçalara da uygulanabilir. Bu tür çelikler o şekilde seçilir ki, merkez bölgesi karbonlama sırasında karbonla zenginleşmediği için sertleştirme işlemi sonrasında yüksek tokluğunu korur.

Makine işlendikten sonra karbonlamaya uğrayan parçaların genellikle 0.05-0.1 mm yüzey bileme toleransı vardır. Seçici karbonlama işlemi çoğunlukla uygulanan bir işlemdir. Bu işlem sadece yüzeyin bazı kısımlarının karbonlamasını içerir. Karbonlanması istenmeyen diğer kısımlar elektro kaplama yöntemi ile ince bir bakır tabakası (kalınlık 0.02-0.04 mm) veya ateş kili, kum ve cam sulu asbestin karışımından oluşan özel pastalarla kaplanır. Linit adı verilen anti-karbonlama pastası da bu amaç için kullanılır.

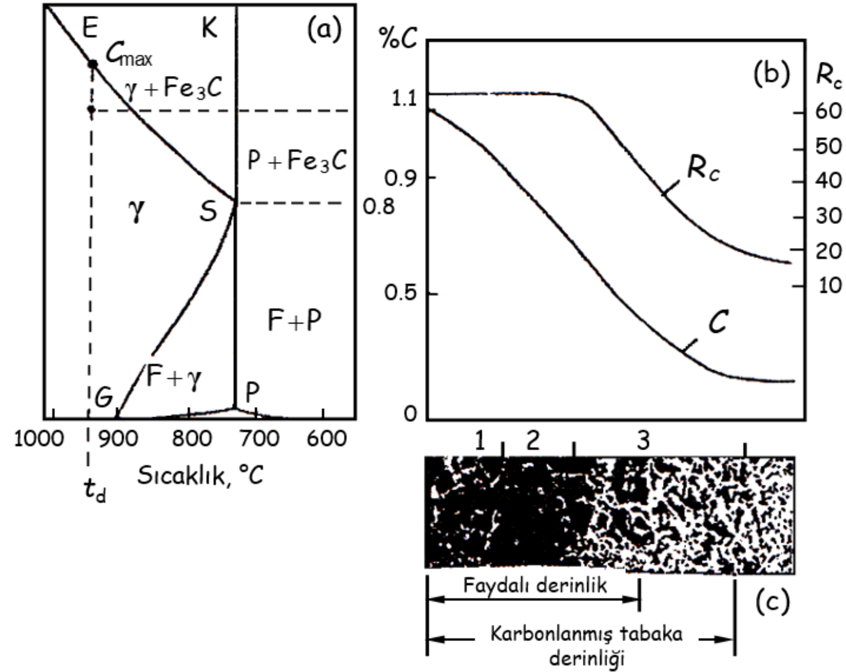
Karbonlanmış Tabaka Oluşum Mekanizması ve Yapısı: Karbon, çeliğe yalnızca atomik halde iken, örneğin karbon içeren gazların (CO, CH_4 vb) parçalanmasıyla difüze olabilir. Atomik karbon, çeliğin yüzeyinde birikir ve metale difüze olur. α-demir içinde karbonun difüzyonu için gerekli aktivasyon enerjisi 17-20 kcal/g-atom olurken bu miktar γ-demiri içinde 31-32 kcal/g-atom dur. Bu yüzden ferritte içindeki difüzyon ostenittekinden daha kolaydır. Fakat α-demir içinde düşük karbon çözünürlüğü nedeniyle ferritin mevcut olduğu sıcaklıklarda (A_1 noktasının altı) karbonlama yapılmaz.

Bir kural olarak, karbonlama, ostenitin kararlı olduğu ve içinde bol miktarda karbon çözündürebildiği Ac_3 sıcaklığı (920-950°C) üzerindeki sıcaklıklarda gerçekleştirilir. Karbonlamada, karbon atomları γ-demir kafesine difüze olur. Ostenitin karbonla doyurulma noktasına ulaştığı zaman (Fe-Fe_3C denge diyagramında SE hattınca belirlenir (Şekil 11.3a)) yüzey üzerinde bir sürekli sementit tabakası meydana gelebilir.

Gerçek koşullar altında karbonlamada yüzey üzerinde sürekli bir sementit tabakası oluşumuna–nadiren–rastlanır. Genellikle karbonlama sıcaklığında (Ac_3 noktasının üstü) difüzyon tabakası yalnızca ostenitten oluşur ve yavaş soğutma sonunda ostenit, ferrit ve sementit ürünlerine ayrışır. Bu durumda karbon konsantrasyonu verilen sıcaklıkta doyma noktasına erişemez.

Karbonlanmış tabaka (veya kutu) derinliği boyunca yüzeyden merkeze doğru azalma şeklde değişim gösteren karbon konsantrasyonuna sahiptir (Şekil 11.3b). Netice olarak, çalışma parçası yavaşça soğutulursa, karbonlanmış tabakanın yapısında (yüzeyden merkeze doğru) (Şekil 11.3b) üç bölge ayırd edilebilir: eski ostenit taneleri boyunca bir şebeke oluşturan perlit ve ikincil sementitten oluşan ötektoid üstü bölge (1); yalnızca levhasal perlitten ibaret ötektoid bölge (2); ve perlit ve ferritten ibaret ötektoid altı bölge (3). En son bölgede ferrit miktarı merkeze doğru sürekli bir şekilde artar.

Karbonlanmış tabakadan faydalı kalınlığı genellikle ötektoid üstü, ötektoid ve geçiş bölgesinin (ötektoid altı) yarısının toplamları olarak alınır (Şekil 11.3c). Bazen bu kalınlık için sertleştirmeden sonra %95 martenzit ve kalıntı ostenit içeren tabaka kısmı alınır. Bu alandaki uygulamalar göstermiştir ki, karbonlama tabakanın kalınlığı %0.17'e kadar karbon içeren çeliklerde veya karbonlanmış kesit alanın minimum kalınlığı veya çapının %15'i kadardır. Bu kalınlık %0.17'den fazla karbon içeren çeliklerde %5-9 kadar düşer. Parçanın karbonlanmış tabakanın aşınmaya maruz kalınlığı (çok aşırı yük olmamasıyla)



Şekil 11.3: Karbon içeriğindeki değişim, yavaş soğuma sonrası mikroyapı ($\times 250$) ve sertleştirme sonrası karbonlanmış tabakanın derinliği boyunca sertlik değişimi; O-ostenit; F-Ferrit; P-perlit.

karbonlanmış kesit alanın minimum kalınlığının (veya çapının) %3 veya 4'ü kadar olmalıdır. Çoğu parça için karbonlanmış kalınlık 0.5-2 mm kadardır.

Yüzey tabakasının karbon konsantrasyonu %0.8-1.0 aralığında olmalıdır. Bu miktar temas durumlarında maksimum direnç sağlamak için %1.1-1.2 C civarına çıkartılabilir. Daha yüksek bir karbon içeriği karbonlanmış parçaların mekanik özelliklerini bozar. Yüzeydeki Maksimum karbon içeriği (SE hattı ile belirlenir) karbonlama sıcaklığıyla artar. Belirli bir sürede karbonlanmış tabaka kalınlığı da bu sıcaklık ile artar.

Çelikteki alaşım elementlerinin karbürleşen tabaka kalınlığı, oluşum mekanizması ve difüzyon hızı üzerine şiddetli bir etkisi vardır. Eğer karbür yapıcı elementlerle alaşımlandırılan çelikler karbonlanırsa, ostenit ve küresel şekilli karbürlerden oluşan iki fazlı bir tabaka meydana gelebilir. Burada, yüzeydeki toplam karbon konsantrasyonu, verilen sıcaklıkta ostenitteki karbon çözünürlüğünü aşabilir. Cr, Mn, W, Mo veya V içeren çeliklerde karbon konsantrasyonu %1.8-2 düzeyine erişebilir.

Çeşitli alaşım elementlerinin yüzey tabakasının karbon konsantrasyonu ve difüzyon katsayısı üzerine aynı etkisi yoktur. Bu yüzden yüzey tabakasının derinliği üzerindeki etkileri prosesi kontrol eden bu iki faktörden birine bağlıdır. Krom ve tungsten ostenitteki karbon difüzyon katsayısını (D_γ) azaltır; çünkü bu elementler gerekli aktivasyon enerjisini (Q) yükseltir; fakat bu elementler yüzeydeki karbon konsantrasyonunu artırdıklarından

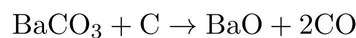
karbonlanmış tabaka kalınlığını bir derceye kadar artırırlar. Aksine Nikel, difüzyon aktivasyon enerjisini azaltarak difüzyon katsayısını (D_γ) artırır; fakat yüzeydeki karbon konsantrasyonunu azaltır ve sonuç olarak tabaka kalınlığı azalır. Manganezin, genellikle, D_γ üzerine bir etkisi yoktur; fakat yüzeydeki karbon konsantrasyonunu ve bir dereceye kadar da karbonlanmış tabakanın derinliğini artırır.

Kutu Karbonlama: Bu proseste karbonlayıcı bileşik bir katı karbonlayıcıdır; genellikle 3.5-10 mm boyutlu mangal kömürü veya kok kömürü kullanılır. Karbonlama işleminin hızlandırılması için kömüre aktivatörler ilave edilir. Bunlar, kömürün %10-40 oranında $BaCO_3$ ve soda külünden (Na_2CO_3) oluşabilir. Geniş çapta kullanılan karbürleştiriciler %20-25 $BaCO_3$ ve %3.5 miktarına kadar $CaCO_3$[1] içerir. Kullanılan karışım %25-35 taze karbonlayıcı ve %65-75 kullanılmış malzemeden oluşur. Bu karışımın $BaCO_3$ içeriği %5-7 arasında değişir.

Kutu karbonlanacak parçalar önce temizlenir daha sonra prizma veya silindirik şekilli olabilen çelik kutulara (nadiren demir döküm kutulara) kaynaklanarak paketlenir. Kutunun tabanına önce 20-30 mm derinliğinde karbonlayıcılar yerleştirilir daha sonra sıkıştırılır. Parçaları sonra bu tabaka üzerine parçalarla kutunun duvarlar arasında 10-15 mm aralık bırakılarak yerleştirilir. Birinci sıradaki parçalar daha sonra 10-15 mm kalınlığında ikinci bir karbonlayıcı tabaka ile örtülür; ikinci parçası katı yerleştirilmeden önce karbonlayıcı tabaka sıkıştırılır. En son sıradaki (üst kat) parçaları olası çökmeleri karşılamak için 35-40 mm kalınlığında karbonlanmış tabaka ile örtülür. Kutunun köşeleri, sulandırılmış hamur kıvamında ateş kili veya nehir kumu ve kilin bir karışımı ile sıvanır. Paketlenmiş kutu fırına verilir. Karbonlama sıcaklıklığı 910-930°C aralığındadır.

Karbonlama sıcaklığına kadar ısıtma süresi, minimum kutu boyutu toplamının her santimi için 7-9 dakikadır. Boyutu 150 mm olan kutu için karbonlama sıcaklığında bekleme süresi 0.7-0.9 mm kutu kalınlığı için 5.5-6.5 saat, 1.2-1.5 mm kalınlık için 9-11 saattir. Daha büyük bir kutu için (minimum toplam boyut 250 mm olan) bekleme süresi 0.7-0.9 mm kutu kalınlığı için 7.5-8.5 saat, 1.2-1.5 mm kalınlık için 11-14 saattir. Karbonlama sıcaklığı 950-1000°C yükselterek ve daha az karbonlayıcı ve doğal olarak ince taneli çelik kullanılarak karbonlama hızlandırılabilir; fakat kutu ve fırının servis ömrü önemli ölçüde düşer. Kutular fırında bekletme işleminden sonra havada 400-500°C'ye kadar soğutulur ve daha sonra açılır.

Çelik atomik karbon tarafından karbürleştirildiği için, daha sonra kutu karbonlama aşağıdaki durumlarda meydana gelir. Karbonlama kutusu oksijeni yüksek sıcaklıkta karbonlayıcının karbonu ile reaksiyona girerek karbon monoksiti oluşturan, bir miktar hava içerir. Demirin bulunduğu yerde, karbon monoksit $2CO \rightarrow CO_2 + C$ denklemine göre ayrışır. Oluşan karbon atomik karbon durumundadır ve ostenite difüze olur. Karbonatların ilavesi kutudaki atmosferi karbon monoksitle zenginleştirerek karbonlayıcıları kuvvetli şekilde aktive eder:

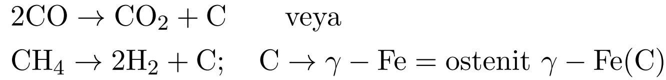


$$\mathrm{BaCO_3 + C \rightarrow BaO + 2CO}$$

[1]Karbonlayıcı parçacıkların sinterlenmesinin önlenmesi için katılır.

Gaz Karbonlama: Bu proses parçanın karbon içeren gaz ortamında ısıtılmasıyla geçekleştirilir. Kutu karbonlamaya göre birçok avantajı vardır ve bu nedenle çok sayıda kutu sertleştirilmiş parça üreten işletmelerde geniş oranda uygulanır. Gaz karbonlama düşük termal iletkenliği olan karbonlayıcılar ile dolu kutunun ısıtılması gereksiz olduğundan kutuda istenen karbon içeriği sağlanır ve süreyi kısaltır. Ayrıca prosesi tamamen otomatik ve mekanikleştirmeyi sağlar ve müteakip ısıl işlem doğrudan karbonlama fırınında yapılabildiği için prosesi oldukça basitleştirir.

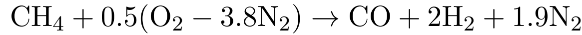
Tamamen metandan oluşan doğal gaz veya özellikle işlem görmüş propan-bütan karışımları karbürleştirici olarak kullanılırsa yüksek kalitede karbonlama sağlanır. Karbonlama işleminde sıklıkla sıvı hidrokarbonlar (benzen, gaz yağı, sistin[2]) kullanılır. Bu işlemde yüzeyin karbonlama sağlayan esas reaksiyon CO ve metanın parçalanmasıdır:



$$2CO \rightarrow CO_2 + C \qquad \text{veya}$$
$$CH_4 \rightarrow 2H_2 + C; \quad C \rightarrow \gamma - Fe = \text{ostenit } \gamma - Fe(C)$$

Gaz karbonlama genellikle sürekli fırınlar veya mufl tipi fırın ve de şaft fırınlarında yapılır. Şaft tipi fırınlarda gaz yağı, sistin, alkol vb. fırına üstten beslenir. Sıvı hidrokarbonların yüksek termal kararlılığı ve iyi buharlaşabilirliği, gaz üretimini ve karbonlama işleminin bir tek birimde yapılabilmesini mümkün kılar.

Sürekli fırınlarda başlıca doğal gaz kullanılır. Kutuda belirli bir karbon konsantrasyonu (genellikle %0.8) elde etmek için, çoğu durumda bir kontrollü endotermik atmosferden faydalanılır. Bu atmosfere müteakip oranlarda doğal gaz ilave edilir: %92-95 endogaz, %3-5 doğal gaz. Endotermik esaslı bir atmosfer (%20 CO, %40 H_2 ve %40 N_2)[3] doğal gazın veya başka hidrokarbonların bir katalizör eşliğinde özel bir endotermik jeneratörde 1000-1200°C'de kısmi yanması ile elde edilir. Jeneratörde aşağıdaki reaksiyon gelişir:



$$CH_4 + 0.5(O_2 - 3.8N_2) \rightarrow CO + 2H_2 + 1.9N_2$$

Gaz karbonlama tekniğinde endotermik esaslı atmosfer kullanılırsa karbon potansiyeli[4] öncelikle yüksek seviyelerde tutularak yüzeyde %1.3-1.4 C konsantrasyonunun elde edildiği bir zaman kazanmayı içerir. Daha sonra karbon potansiyeli %0.8 C'a düşürülür. Atmosferin karbon potansiyeli atmosferin çiğ[5] noktasından veya CO_2 içeriğinden bulunabilir; çünkü su buharı ve CO_2 konsantrasyonları bir birleriyle ilişkilidir. Çelik yüzeyinde %0.8 C konsantrasyonu için çiğ noktası -8 den -10°C'a, %1.3-1.4 C için -12 ile -16°C'a (930°C'ta) değişir.

Bu operasyon sürekli fırınlarda fırının boyu boyunca iki bölge düzeneği ile yapılır. Fırının boyunun yaklaşık üçte ikisine kadar uzanan birinci bölgeye %10-15 doğal gaz ve

[2]Sistin USSR de kullanılır. CO, H ve trietanolamin $(C_2H_5O)_3N$ için katalitik reaksiyonla elde edilen bir hidrokarbon karışımıdır.

[3]%20 CO, %20 H_2 ve %60 N_2 içeren ekzo-endotermik esaslı bir atmosfer de kullanılabilir.

[4]Bir atmosferin karbon potansiyeli, karbonlama kapasitesi olarak açıklanır; karbürize edilmiş tabakanın yüzeyinde belirli bir karbon konsantrasyonu meydana gelir.

[5]Çiğ noktası, atmosferde su buharının yoğuşmaya başladığı sıcaklıktır. Özel gereçlerle belirlenir.

%90-85 endotermik esaslı gazın karışımını içeren gaz verilir. Atmosferin karbon potansiyeli %1.3-1.4 C'dur. İkinci bölgeye sadece endotermik esaslı gaz verilir. Bu gaz parçanın yüzeyindeki karbon konsantrasyonu (%0.80 C) ile dengededir. Bu metodu uygularken yüzey tabakasının karbon içeriğinin %1.3 veya 1.4'ten 0.8'e azalması ostenitte çözünen karbon pahasına olduğunu akılda tutulmalıdır. İşlem alaşımlı çeliklere uygulandığında, ostenitin karbon konsantrasyonundaki azalma ve alaşım elementleri (karbonların oluşumu nedeniyle) sertleşme kapasitesi ve sertleşebilirliğinde bir azalmaya ve sonuç olarak ta parçanın mekanik özelliklerinin bozulmasına yol açar.

Gaz ile karbonlama atmosferdeki oksijen çeliğe difüze olabilir. Bu oksijen, çeliğin yüzeyinde bulunan oksijene kimyasal afinitesi demirden daha fazla olan Cr, Mn, Ti ve diğer elementleri oksitler. Alaşım elementlerinim oksitlenmesi (iç oksitlenme), ostenitin kararlılığını düşürür. Müteakip sertleştirme uygulayarak trostit, bir trostit şebekesi ve oksit tabakası oluşarak çeliğin yorulma sınırını, sertliğini düşürür. Prosesin sonunda karbürleme atmosferine amonyak ilavesi iç oksitlenmenin zararlı etkisini azaltır.

Ostenit içinde azotun çözünmesi kararlılığı artırır; manganez ve krom kaybını kısmen telafi eder. Atmosferde yüksek amonyak içeriği karanlık bileşen adı verilen boşlukların oluşumuna yol açarak çeliğin mekanik özelliklerini[6] azaltır. İç oksitlenmenin ortadan kaldırılması için ilave çeliğe alaşım elemanı olarak Ni ve Mo kullanılması tavsiye edilebilir.

Gaz ile karbonlama 930-950°C sıcaklıkta yapılır. Sürekli Mufl tipi fırında 930°C'ta 0.7-1.5 mm karbonlama derinliği elde etmek için karbonlama süresi 6-12 saat, Şaft tipi fırınlarda ise 3-10 saattir.

İşlem gazlarının sirkülasyonu ve bazen karbonlama sıcaklığının 1000-1050°C'ye çıkarılması ile hızlandırılır. Bu durum, karbonlanan çelik doğal olarak ince taneli yapıda ise mümkündür. Karbonlama işlemi, parça soğuk plastik deformasyon esasına dayanan bir teknik ile üretilirse de hızlandırılabilir.

Karbonlamayı Takip Eden Isıl İşlem ve Karbonlanmış Parçaların Özellikleri: Karbonlanmış parçaların son özellikleri, karbonlama işlemi sonrası uygulanan ısıl işlemin bir sonucu olarak kazanılır. Bu işlem yapıyı geliştirebilir ve yüksek karbonlama sıcaklığında ve süresinde büyümeye meyilli taneleri ufaltır. Bu işlem sonunda karbonlanmış kısımda yüksek sertlik ve merkezde iyi mekanik özellikler elde etmek mümkün olabilmektedir. Sonuç olarak, ötektoid üstü bir konsantrasyona karbon ilave edildiği zaman karbonlanmış kısımda meydana gelebilen karbon şebekesi yok edilebilir.

Çoğu durumda ve özellikle kendiliğinden ince taneli çeliklerin ısıl işleminde, parça Ac_1 (merkezde) noktasının üzerindeki bir sıcaklığa ısıtılır ve 820-850°C arasındaki bir sıcaklıkta su verilir. Bu durum karbonlanmış kısmın tanelerinin incelmesini, göbekte de kısmi yeniden kristalleşme ve tane incelmesine neden olur. Gaz karbonlamada parça çoğunlukla karbonlama fırınında 840-860°C'ya soğutulduktan sonra yeniden ısıtmaya gerek kalmadan doğrudan su verilir. Bu işlem karbonlanmış tabaka ve merkezin yapısını düzeltmez. Bu nedenle parçaya doğrudan fırında su verme işlemine, yalnızca kendiliğinden ince taneli yapılı çelikten yapılmış ise, başvurulur. Karbonlanmış parçaların çarpılması

[6] Karanlık bileşenin doğası ve oluşum mekanizması daha çok araştırma gerektirmektedir.

160-180°C sıcaklığında martemperleme vasıtasıyla azaltılabilir.

Bazen kutu karbonlanmış parçanın ısıl işlemi çift sertleştirme işlemini takiben temperlemeyi içerir. Parçanın 880-900°C'ye ısıtıldığı (merkezde sıcaklık Ac_3'ün üzerinde) birinci sertleştirme işleminde (normalleştirme) amaç merkezin yapısının iyileştirilmesidir. Ek olarak yüzey tabakasının ostenitinde karbür şebekesi ısıyla çözünür ve su verme ile tekrar oluşmaz. İkinci sertleştirme işlemi karbonlanmış kısmın aşırı ısıtmanın sonuçlarını gidermek ve bu kısma yüksek sertlik vermek için 760-780°C'ye ısıtılarak gerçekleştirilir. Bu ısıl işlemin kusurları, gerekli işlemlerin karmaşıklığı, karışık şekilli parçaların çarpılması ve oksitleme ve karbonsuzlaştırma (dekarbürizasyon) ihtimalidir.

Isıl işlemle elde edilmiş yüzey tabakasının yapısı, martenzit veya martenzit ile az miktarda küresel şekilde kalıntı karbürlerden oluşur. Her durumda karbonlanmış parçaların ısıl işleminde son işlem 160-180°C sıcaklığında yapılan düşük sıcaklık temperlemesidir. Bu işlem sertleşmiş martenziti temperlenmiş martenzite dönüştürerek gerilimleri giderir.

Yüzey tabakasının sertliği, karbon çelikler için 60-64 R_C ve alaşımlı çelikler için 58-61 R_C'dir. İkinci durumdaki daha düşük sertlik değeri daha fazla miktarda kalıntı ostenit oluşumundan kaynaklanır. Yüksek alaşımlı çeliklerde bir tek sertleştirme işleminden sonra karbonlanmış kısmın yapısında büyük miktarda (%50-60'a kadar veya daha fazla) kalıntı ostenite rastlanabilir. Bu durum sertliği keskin bir şekilde düşürür. Bu tür çeliklere sertleştirme işleminden sonra bir sıfıraltı ısıl işlemi uygulanır. Bu kalıntı ostenitin büyük bir kısımını martenzite dönüştürerek sertliği büyük ölçüde artırır. Örneğin, krom-nikel çeliğinin kutu sertleştirmeden sonra serliği 52 R_C'dir. Müteakip sıfıraltı işleminden sonra, sertlik 60-62 R_C'ye artırılır.

Kalıntı ostenitin miktarı karbonlanan kısmın karbon miktarını %0.65 veya %0.75'e azaltarak veya alaşım elementlerinin nitrürlerini oluşturmak için işlem bitmeden önce fırına amonyak ilavesi yaparak azaltılabilir. Kalıntı ostenit kutu sertleştirmeden sonra 630-640°C de uygulanan yüksek sıcaklık temperlemesini takiben düşük bir sıcaklıkta bir ikinci sertleştirme ve düşük sıcaklık temperlemesi sonucunda bozunur. Böyle bir işlem yüksek sertliği garanti eder.

Merkezin yapısı kutu sertleştirilen çeliğin bileşimine ve uygulanan sertleştirme işlemine bağlıdır. Karbon çeliğinden yapılan parçaların merkezi ferrit ve perlitten (sorbit) ibarettir. Alaşımlı çelikten parçalar eğer Ac_3 (merkezde) sıcaklığının altından su verilerek sertleştirilirse, merkezin yapısı ferrit ve martenzitten (veya beynit); eğer su verme sıcaklığı Ac_3'ün üzerinde ise, beynit veya düşük karbon martenzitinden oluşur. Düşük karbon martenziti merkeze yüksek mukavemet ve yeterli tokluk sağlar. Merkezde yalıtılmış ferrit bölgeleri ve şebekesinin kalması istenmez; çünkü kutu sertleştirilmiş bileşenlerin mukavemet, süneklik ve tokluğunda büyük oranda azalmaya yol açar. Merkezin sertliği genellikle 20-40 R_C'dir.

Karbonlama ve müteakip ısıl işlem (yüzey sertleştirme) yüzey tabakasında önemli miktarda artık basma gerilimleri (40-50 kgf/mm^2'ye kadar olabilir) gelişimi nedeniyle çelik parçaların dayanım sınırını artırır ve sertleştirilmiş kısım parçanın bütün yüzeyine yayılması durumunda gerilim artırıcılarının etkilerini şiddetli biçimde azaltır. Örneğin kar-

bonlama sonrasında serleştirme ve temperleme, krom-nikelli çeliğin (%0.12 C, %1.3 Cr ve %3.5 Ni) yorulma sınırı, gerilim yükselticisiz numuneler için 56'dan 75 kgf/mm^2'ye ve çentikli numuneler için 22'den 56 kgf/mm^2'ye yükseltilmiştir. Yüzeyi sertleştirilmiş elemanların dayanım sınırına ilave olarak metallerin çarpma sertleştirmesiyle de artırılabilir. Böyle işlem kalıntı osteniti martenzite dönüştürür ve yüzeydeki basma gerilimlerini artırır ve dayanım sınırında ilave artış ile sonuçlanır. Bazı işletmelerde karbonlamayı indüksiyon sertleştirmesi takip eder. Bu taneleri mümkün mertebe incelterek dayanım sınırı artırır. Yüzeyi sertleştirilmiş çelik yüksek aşınma direnci ve temas mukavemetine sahiptir.

11.3 ÇELİĞİ NİTRÜRLEME

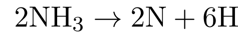
Nitrürleme (veya nitrürasyon) çeliğin amonyak gazı içinde ısıtılırken, yüzey tabakasına azot difüzyonu sonucu geçekleştirilen bir yüzey sertleştirme işlemidir. Nitrürleme yüzey tabakasının sertliğini, aşınma direncini, dayanım sınırını ve su ve buhar gibi korozif ortamlarda korozyon direncini önemli ölçüde artırır. Nitrürlenmiş tabakanın sertliği karbürlenmiş ve sertleştirilmiş çeliğinkinden daha fazladır ve bu tabaka 500-550°C'ye ısıtılsa bile sertliğini korur. Bir martenzit yapıya sahip karbürleşmiş tabaka sertliğini ancak 200-225°C'ye kadar korur.

Nitrürleme, dişli üretiminde, güçlü makinalarının silindirlerinde ve birçok makina takım elemanlarında ve başka gereçlerde geniş biçimde uygulanır.

Nitrürlenmiş Kısmın Oluşum Mekanizması: Azotlu demir alaşımlarında şu fazlar (Şekil 11.4) meydana gelir: α-demirde (α-fazı) azotun katı çözeltisi; Fe_4N (%5.7-6.1 N) esaslı γ'-fazı katı çözeltisi ve Fe_3N (%8-11.2 N) esaslı katı bir çözelti olan ϵ-fazı. %11.35 N konsantrasyonu ve 450°C'de ξ-fazı (Fe_2N) meydana gelebilir.

γ-fazı 591°C üzerinde mevcut olup, azotun γ-demir içinde bir katı çözeltisidir. 591°C' de γ-fazı ötektoid ayrışmaya[7] uğrar. Bu azotlu ötektoid %2.35 N içerir ve α- ve γ'-fazlarından oluşur.

Nitrürleme ısıtıldığında aşağıdaki eşitlğe göre ayrışan bir azotlu gaz atmosferinde yapılır:

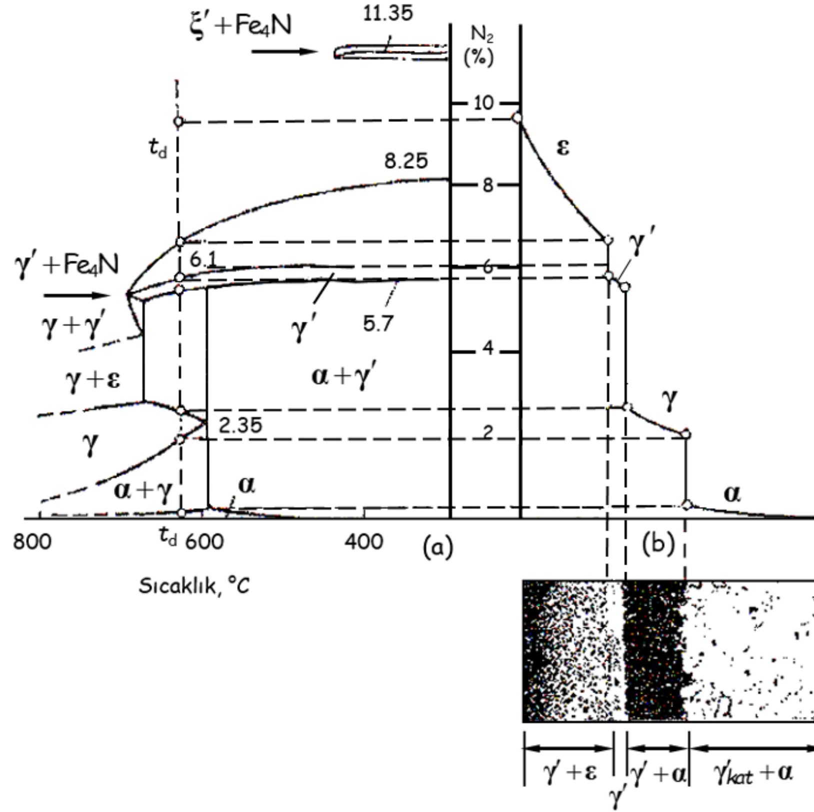


$$2NH_3 \rightarrow 2N + 6H$$

Böylece oluşan atomik azot demire difüze olur. Nitrürleme ötektoid (591°C) noktanın altındaki bir sıcaklıkta yapılırsa çelik yüzeyinde doyurulmanın ilk anlarında α-fazı (Şekil 11.4a) meydana gelir. α -fazı doyduğu zaman verilen sıcaklıkta kararlı olan yeni faz (γ'-fazı) oluşmaya başlar. Daha fazla azot ilavesiyle ϵ-fazı meydana gelir. Böylece difüzyonun bir sonucu olarak, yüzeyde nitrürlenmiş tabaka azotça zengin ϵ-fazına sahiptir. Çeliğin nisbeten daha derin bölgelerinde γ-ve γ'-fazları vardır.

Sıcaklık düşürüldğü zaman α- ve ϵ-fazları denge diyagramına (Şekil 11.4a) göre ayrışarak artık γ'-fazı çökelir. Bu nedenle yavaş soğumadan sonra nitrür kısmındaki fazlar

[7] 500-520°C'de amonyağın ayrışma derecesi %15-25'dir. 600-650°C de ise %40-50'ye yükselir.



Şekil 11.4: Fe-N denge diyagramı, azot içerği ve nitrürlenmiş kısım derinliği boyunca mikroyapı değişimi (t_d^0 C de).

şu sırayı takip eder (yüzeyden merkeze doğru): $\epsilon + \gamma' \to \gamma' \to \alpha + \gamma' \to \alpha \to \mathrm{merkez}$ (ilk yapılı).

Eğer nitrürleme ötektoid üstü bir sıcaklıkta (örneğin t_d''de) geçekleştirilirse, önce α-fazı oluşur. Bu faz doyduğunda γ-fazı oluşur. Daha sonra bu faz doyurulur ve γ'-fazı yüzeyde oluşur ve sonuçta ϵ-fazı meydana gelir. Böylece difüzyon sıcaklığında nitrürlenmiş tabaka yüzeyden merkeze doğru sırasıyla ϵ-, γ'-, γ- ve α-fazlarını içerir. Yavaş soğutma ile ϵ- ve α- fazları parçalanarak γ'-fazı (Fe_4N) şeklinde çöker ve artık γ-fazı otektoid reaksiyona uğrayarak $\alpha + \gamma'$ ötektoid yapısına ayrışır. Sonra 20°C'de nitrürlenmiş kısım $\epsilon + \gamma'$, γ', $\alpha + \gamma'$ (ötektoid) ve $\alpha + \gamma'$ (ikincil) içerir.

Şekil 11.4c t_d sıcaklığında nitrürlenmiş demirin yavaş soğutulması ile elde edilen nitrürlenmiş kısmı verilmektedir. Hemen yüzeyde ϵ- ve γ'- fazları, hemen altında γ'-fazı ve sonra da ötektoid $\alpha + \gamma$'-fazı ve α-fazı bulunur. Son kısım belirli bir miktar artık γ'-fazı içerir. Bir fazdan bir diğerine geçiş, azot içerğinde ani bir düşüşe karşılık gelir; çünkü iki fazlı tabakalar ($\epsilon + \gamma$' veya $\alpha + \gamma$') azot tarafından demirin doyurulduğu sıcaklıkta mevcut olamazlar. Difüzyon sıcaklığında doyurulmuş alaşımlı çelikte çok fazlı tabakalar meydana gelebilir.

Çeliklerin Nitrürlenmesi: Demirin nitrürlenmesi esnasında nitrürlenmiş tabakanın sertliği yeterince yüksek değildir; yapısal değişikliklere karşı dayanıksızlık oluşur. Bu neden ile nitrürleme özellikle yüksek sertlik ve aşınma direnci gerektiğinde çoğunlukla orta karbonlu alaşımlı çeliklere uygulanır. Alaşımlı çelikler nitrürlendiğinde alaşım elementlerinin nitrürleri oluşur. Düşük nitrürleme sıcaklıklarında (α) katı çözeltisinde Guinier-Preston tipi çizgisel segragasyonlar meydana gelir. Yüksek sıcaklıklarda alaşım elementlerinin (VN, Cr_2N, Mo_2N vb.) dağılmış nitrürleri oluşur. Guinier-Preston çizgileri ve yalıtılan nitrür çökeltileri dislokasyonların hareketini önleyerek nitrürlenmiş tabakanın sertliği artırır. Al, Cr, Mo, ve V elementlerinin nitrürleri, sertliği son sınıra kadar artırır. Cr, W, Mo veya V ile alaşımlanış çelik nitrürlemeden sonra 600-850 VSN'lik bir sertlik kazanır. Aynı anda Al, Cr, ve Mo ilavesi sertliğin nitrürlü durumda 1200 VSN'a kadar artmasını sağlar. Bundan başka Mo, nitrürleme sıcaklığından yavaş soğuma ile gelişebilen temper kırılganlığını ortadan kaldırır. Karbon çelikleri de korozyon direçlerini yükseltmek için nitrürlenebilir; fakat bu durumda işlem yüksek bir sıcaklıkta yapılır. Alaşım elementleri diğer şartlar aynı kalması koşulu ile sertliği yükseltir ve aynı zamanda nitrür tabakasının derinliğini azaltır. Derinlikte en fazla azaltma W, Ni, Cr ve Mo ile yapılır.

Nitrürleme İşlemleri: Nitrürleme prosesi birkaç işlemden oluşur.

1. Ön ısıl işlem, sertleştirme ve yüksek sıcaklık temperlemesinden oluşur. Amacı, mukavemet ve merkezin tokluğunu artırmaktır. Bu ısıl işlem genellikle pürüzlü yüzeye sahip parçalara ve çubuklara uygulanır. 38CrMoAlA çeliği 900-950°C'ye ısıtılıp, suda veya yağda su verilerek sertleştirilir. Daha sonra müteakip nitrürleme sıcaklığını aşan yüksek sıcaklıkta (600-675°C) temperlenir. Çelik verimli bir şekilde işlenebilecek bir sertlik kazanır. Çelikte temperlendikten sonra bir sorbit yapısı oluşur.

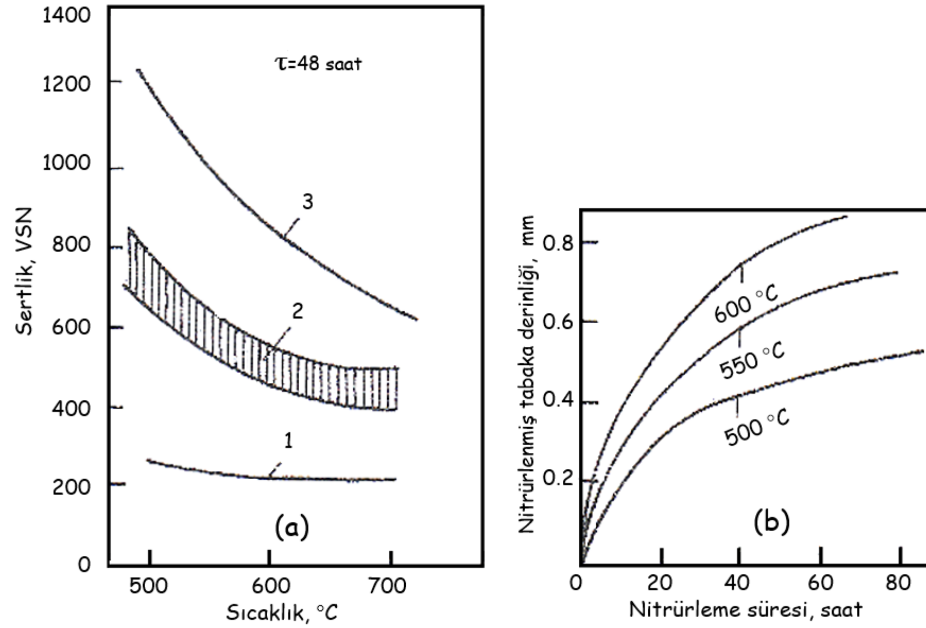
2. Gerekli bütün makine ile işleme adımları (taşlama dahil) geçekleştirilir.

3. Nitrürlenmesi istenmeyen tüm kısımlar ince bir tabaka (0.01-0.015 mm kalınlıkta) bir elektrolitik yöntemle kalay veya cam suyu ile kaplanır. Kalay nitrürleme sıcaklığında ergir; fakat yüzey gerilimi nedeniyle azotu geçirmeyen bir film tabakası şeklinde çelik yüzeyinde kalır.

4. Nitrürleme.

5. Son taşlama işlemi yapılır.

İnce kesitli karışık şekilli parçalara 500-520°C'de nitrürleme tavsiye edilebilir. Gerekli süre arzu edilen derinliğe bağlıdır. Nitrürleme sıcaklığı arttıça, nitrürlenmiş tabakanın sertliği azalır ve kalınlığı artar (Şekil 11.5). Nitrür tabakasının sertliğindeki azalma alaşım elementlerince nitrür parçacıklarında topaklanma meydana getirilmesinden kaynaklanmaktadır. Çoğunlukla 0.3-0.6 mm kalınlığında nitrür tabakası oluşumu arzu edilmektedir. Bu işlem 500-520°C'de 24-90 saat gibi uzun bir nitrürleme süresi gerektirir.



Şekil 11.5: Nitrürleme sıcaklığının (τ=48 saat) ve süresinin nitrür tabakasının (a) sertliği ve (b) derinliğine etkisi, 1-karbon çelikleri; 2-alaşımlı çelikler; 3-.38CrMoAlA çeşitleri.

Çeliğe azot ilave edildeğinde yüzey tabakasındaki hacim artışı nedeniyle boyutta hafif değişmeler gözlenir. Nitrürleme sıcaklığı ve nitrür derinliğinin artması ile çarpılmalar artar.

Nitrürleme süresi, önce 500-520°C daha sonra 540-600°C'ta nitrürlemeyi içeren bir çift-aşamalı işlem uygulanarak azaltılabilir. Nitrürleme sıcaklığındaki bir artış çarpılmada bir artışa neden olur; bu yüzden Cr, Mo, Al alaşımlı çeliklerde 54 işlem sıcakliği 0-600°C'yi geçemez. İki aşamalı nitrürleme, işlem için gerekli süreyi kısaltır ve nitrürlü tabakada yüksek sertlik sağlar. Nitrürleme işleminden sonra fırında amonyak gazı akımında yavaş soğutma yapılır.

Toplam nitrürleme süresinde büyük orandaki bir azalma (yarı yarıya veya üçte ikisi kadar) iyonik nitrürlemeden etkilenir. Bu işlem bir seyreltik azot içeren atmosferde (NH_3 veya N_2) parçanın negatif elektroda (katot) bağlanmasıyla sağlanır. Anot işlemin yapıldığı kap olmaktadır. Özel olarak yapılmış anotlar karışık şekilli parçalara uygulanır. Katot ve anot arasında parlayan bir boşalma başlar. Gaz iyonları katotun yüzeyini bombardıman ederek katodu nitrürleme sıcaklığına ısıtır. İyonik nitrürleme iki aşamada yapılır: birincisi, katot saçılmasıyla yüzeyin temizlenmesi ve ikincisi, kendi kendini doyurmasıdır.

Katot saçılması 0.1-0.2 mmHg basınç, 1100-1400 V'ta 5-10 dakika sürede uygulanır. Parçanın yüzey sıcaklığı 250°C'yi aşmaz. Nitrürleme sıcaklık aralığı 470-580°C, basıncı 1-10 mmHg, çalışma voltajı 400-1100 V ve süre birkaç dakikadan 24 saate kadar değişir.

Korozyon direncini yükseltmek için yapılan nitrürleme 600-700°C arasında yapılır. Bu işlem süresi küçük parçalar için 15 dakika, büyük parçalar için 6-10 saate civarındadır.

Nitrürleme ile çelik yüzeyinde yüksek korozyon dirençli ince bir ϵ-fazı (0.01-0.03 mm kalınlıkta) oluşur. Öncelikle daha yüksek sertlikleri nedeniyle nitrürlenmiş tabakanın aşınma direnci karbürlenmiş ve sertleştirilmiş olan tabakanınkini aşar. Nitrürlenmiş kısımda gelişen kalıntı basma gerilimleri 60-80 kgf/mm^2'ye ulaşır. Bu durum, dayanım sınırını yükseltir ve yorulma kırılmasının merkezini nitrürlenmiş kısmın altına kaydırır. Sade numunelerin yorulma sınırları %30-40 ve eğer gerilim artırıcılar (keskin çentikler) mevcutsa %100 artar. Nitrürlemenin yorulma mukavemeti üzerine bu etkisi, parçanın boyutundaki bir artışla azalır.

Dayanım sınırının en yüksek değerine ince bir nitrür tabakasının 500-520°C'de nitrürlenmesi ile erişilebilir. Dayanım sınırındaki artış nitrürleme sıcaklığı yükseltildiğinde düşer. Eğer nitrürlenmiş kısım parça yüzeyinde sürekli değilse (yani, bütün yüzeyi kaplamıyorsa) dayanım sınırı hızlı bir şekilde düşer. Bu sınır dövme sertleştirmesi ile yükseltilebilir.

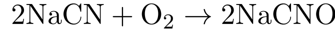
Sıvı Ortamda Nitrürleme: Bu işlem 570°C'de sıvı tuz banyosunda içinden kuru havanın geçirildiği (%40 KCNO veya potasyum siyanat, %60 NaCN veya sodyum siyanür +%15 Na_2CO_3) gerçekleştirilir. Tuzlar titanyum potalarda ergitilir. Düşük sıcaklık nedeniyle tuzun ayrışmasından elde edilen azot çeliğe yayınır. Bu işlem çelik yüzeyinde ince bir (7-15 μm) karbor-nitrür tabakası (Fe_3(N,C)) üretir. Bu tabaka yüksek aşınma direncine sahiptir ve gevrek kırılmaya meyillidir. Karbor-nitrür tabakasının altında α-demirde azotun katı çözeltisinden ve γ'-fazı kristallerinden oluşan bir tabaka mevcuttur. Tabakaların toplam kalınlığı 0.15-0.50 mm arasında değişir. Gaz nitrürlemede olduğu gibi sertlik, karbon çelikleri için 300 VSN, alaşımlı çelikler için ise 600-1100 VSN dır. Sıvı nitrürleme çeliklerin dayanım sınırını büyük ölçüde artırır. İşlemlerin avantajları boyutlarda ihmal edilebilir değişim olması ve çarpılma olmamasıdır; dezavantajları ise zehirleyicilik ve siyanür tuzlarının yüksek maliyetidir. Bu işlem birçok ülkede son yıllarda bilhassa otomobil parçalarının ısıl işleminde kullanılmaktadır.

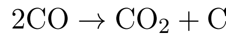
11.4 SİYANÜRLEME VE KARBONİTRÜRLEME

Siyanürleme ve karbonitrürleme çelik yüzeyine hem karbon hem de azotun ilavesiyle geçekleştirilen yüzey sertleştirme yöntemidir. Bunların esas amacı çelik elemanların aşınma direnci ve sertliğini yükseltmektir. Bu yöntemler genellikle %0.2-0.4 C içeren çeliklere uygulanır.

Siyanürleme: Bu işlemde parça NaCN içeren banyo içinde 820-860°C sıcaklığa ısıtılır. Eğer ince bir tabaka kalınlığı (0.15-0.35 mm) arzu edilirse siyanürleme %20-25 NaCN, %25-50 NaCl ve %25-50 Na_2CO_3 içeren banyoda yapılır. Gerekli süre istenen kalınlığa (0.2-0.5 mm) bağlı olarak 30-90 dakika arasında değişir.

Bu işlemde sodyum siyanür havadaki oksijen ile oksitlenir ve aşağıdaki reaksiyonlar meydana gelir.

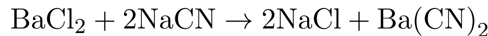
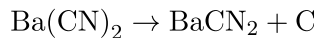
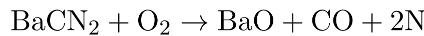

$$2NaCN + O_2 \rightarrow 2NaCNO$$

$$2NaCNO + O_2 \rightarrow Na_2CO_3 + CO + 2N$$

$$2CO \rightarrow CO_2 + C$$

Meydana gelen atomik karbon ve azot çeliğe difüze olur. 820-860°C'de elde edilen siyanürlü tabaka, karbonlanmış tabakadan daha az karbon (yalnız %0.6-0.7 C) içerir. Siyanürlü tabakanın azot içeriği %0.8-1.2 arasındadır. Parça, düşük sıcaklıklarda siyanürlemede doğrudan siyanürleme banyosundan su verilebilir. Bu işlemi 180-200°C'de düşük sıcaklık temperlemesi izler. Isıl işlemden sonra siyanürlenmiş tabakanın sertliği 58-62 R_C'dir. Karbonlanmış tabakaya kıyasla, siyanürlenmiş tabakanın yüksek bir aşınma direnci vardır ve etkin olarak parçanın dayanım sınırını yükseltir. Bu tür siyanürleme işlemi küçük parçaların (örneğin otomobil üretiminde) sertleştirilmesi için uygulanır.

Daha derin bir tabaka (0.5-2 mm) elde etmek için yüksek sıcaklık siyanürlemesi veya derin siyanürleme uygulanır. Bu işlem %10 NaCl, %82 $BaCl_2$ ve %8 NaCN içeren bir banyoda 930-960°C'ta yapılır. Ergimiş tuz büyük miktarda siyanür ve ısı kaybını önlemek için bir grafit tabakası ile örtülür. Yukarıda belirtilen derinlikleri elde etmek için, bekletme süresi 1.5-6 saat arasında değişir.

Siyanür banyosunda aşağıdaki reaksiyonlar oluşur;


$$BaCl_2 + 2NaCN \rightarrow 2NaCl + Ba(CN)_2$$

$$Ba(CN)_2 \rightarrow BaCN_2 + C$$

$$BaCN_2 + O_2 \rightarrow BaO + CO + 2N$$

Oluşan atomik karbon ve azot çeliğe difüze olur. Bu yüksek sıcaklıklarda çelik karbona doyar (%0.8-1.2) ve azot ise daha az oranlardadır (%0.2-0.3). Mikro analiz sonuçları, siyanürlenmiş kısmın yapısının karbonlanmış kısmın yapısından sadece siyanürlemenin olduğu yüzey üzerinde genellikle ince (0.02-0.03 mm) bir karbo-nitrür ϵ-fazı oluşumuyla farklılık gösterdiğini belirtmektedir. Parça yüksek sıcaklık siyanürlemesinden sonra havada soğutulur ve tekrar fırın veya tuz banyosunda ısıtılıp ve su verilip sertleştirilerek tane inceltilir. Son işlem düşük sıcaklık temperlemesidir. Doğrudan siyanür banyosundan su verme nadiren uygulanır.

Derin siyanürleme karbonlama yerine uygulanır. Karbonlamaya kıyasla siyanürleme ile arzu edilen bir derinlik için daha az zaman gerekir; karmaşık parçalarda daha az çarpılma ve parçaların daha yüksek bir aşınma ve korozyon direnci vardır. Siyanürlemenin dezavantajları daha yüksek maliyet, siyanür tuzlarının zehirleyici özelliği ve personeli buna karşı korumak için alınan önlemlerdir.

Karbonitrürleme: Karbonitrürlemede, işlenecek parça 850-860°C'ye ısıtılır; bu sıcaklıkta karbonlayıcı gaz ve amonyaktan oluşan gaz ortamında 2-10 saat bekletilir. Aynı anda karbon ve azotun difüzyonunda karbon daha hızlı difüze olur. Karbonitrürlü ve karbonlu

tabakanın büyüme hızı pratik olarak aynıdır (0.5 mm). Karbonitrürleme sıcaklığı daima 100°C daha düşüktür. Karbonitrürlü tabaka derinliği genellikle 0.2-0.8 mm arasında değişir.

Karbonitrürleme işleminde kontrollü bir endotermik esaslı atmosfere %3-3.5 özel işlem görmemiş doğal gaz ve %2-3.5 NH_3 katmak veya eğer şaft tipi bir fırın kullanılırsa, fırının işlem bölgesine üstten beslemen bir sıvı karbonlayıcı olarak trietanolamin $(C_2H_5O)_3N$ kullanımı önerilir.

Karbonitrürlemeyi önce 800-825°C'ye soğutmayı doğrudan veya ön ısıtmadan sonra fırından su verme işlemi takip eder. Ayrıca martemperleme de uygulanır. Sertleştirme sonrasında 160-180°C'de temperleme yapılır. Optimal şartlar altında karbonitrürlenmiş bir yapı ince kristalli martenzit, üniform olarak dağılmış az miktarda karbo-nitrür ve %25-30 kalıntı ostenitten oluşur.

Sertleştirme ve düşük sıcaklık temperlemesinden sonra tabakanın sertliği 58-64 R_C (570-690 VSN) olur. Yüksek kalıntı ostenit içeriği iyi bir çalışma özelliği gösterir; örneğin sertleştirilmemiş otomobil dişlileri gürültüsüz operasyon sağlar. Maksimum mukavemete indisleri çeliğin yüzeyindeki karbonitrür tabakasında yalnızca optimum karbon ve azot içerğinde erişilebilir. Tabakadaki azot miktarı iç oksitlenmenin kötü etkilerini ortadan kaldırmak için gerekli miktardan daha az olmamalıdır (min. %0.1-0.15 N). Daha yüksek bir azot içeriğinde (%0.4-0.5) tabakada "karanlık bileşen" oluşur. Mikroyapıdaki bu hataların her ikiside, eğme ve temas mukavemetinin dayanım sınırını azaltır. Karbon + Azot toplamının optimal karbon içeriği çelik türüne bağlı olup %1-1.65 gibi geniş bir aralıkta değişebilir. Tabaka yapısındaki bir düşük karbon içeriğinde martenzit taneleri sınırları boyunca trostit gözlenebilir. Ti, V ve Cr içeren yüksek karbonlu bir çelikte karbo-nitrür meydana gelebilir. Bunlar başlıca sürekli veya kesikli şebekeler şeklinde tane sınırları boyunca yerleşir.

Alaşım elementlerin ve karbonun karbo-nitrürler içine taşınımı ostenitin kararlılığını düşürür ve ayrıca karbonitrür tabakasında trostit oluşumuna yol açar. Karbo-nitrür şebekesinin ve trostitin oluşumu çeliğin dayanım sınırını, sünekliğini ve tokluğunu düşürür.

Karbonitrürleme genellikle çarpılma eğilimi olan karmaşık şekilli parçalara uygulanır. Gaz karbonlama işlemine oranla şu avantajları vardır: işlem 930-960°C yerine 850-870°C'lik daha düşük bir sıcaklıkta yapılır; oluşan tabaka kalınlığı daha azdır; parça daha az çarpılır; aşınmaya ve korozyona karşı direnç artar ve parçada veya fırın duvarlarında is (kurum) yoktur.

Sıvı siyanürlemeyle kıyaslanılırsa, karbonitrürlemenin bazı avantajları vardır: zehirli tuz uygulaması gerektirmez; tabakadaki karbon ve azot içerikleri kontrol edilebilir; orta ve büyük ebadlı parçalar işlenebilir ve daha verimli işleme cihazları uygulanabilir ve mekanize edilebilir.

Son yıllarda düşük sıcaklık karbonitrürleme işlemi uygulama bulmuştur. Bu proses 570°C'de 0.5-3 saat arasında %50 endogaz (veya egzogaz) %50 NH_3 veya %50 propan (veya metan) ve %50 NH_3 gazından ibaret bir atmosferde uygulanır. Bu işlem çelik yüzeyinde yüksek bir aşınma direncine sahip ince bir Fe_3(N,C) nitrür tabakasını meydana

getirir. Alaşımlı çeliklerde oluşan böyle bir tabaka sertliği 500-1100 VSN arasında değişir. Düşük sıcaklık karbonitrürleme bileşenlerin dayanım sınırını artırır. Bu proses ergimiş siyanür tuzlarında yapılan sıvı siyanürleme yerine tavsiye edilir.

11.5 DİFÜZYON KAPLAMASI (METALİK SEMENTASYON)

Çelik yüzeyinin aluminyum, krom, bor ve diğer elementlerle doyurulmasına difüzyon kaplaması veya metalik sementasyon denir. Yüzeyi bu şekilde kaplanan parçalar yüksek ısı direnci, korozyon direnci, artırılmış aşınma direnci ve sertlik gibi çeşitli değerli özellikler gösterir.

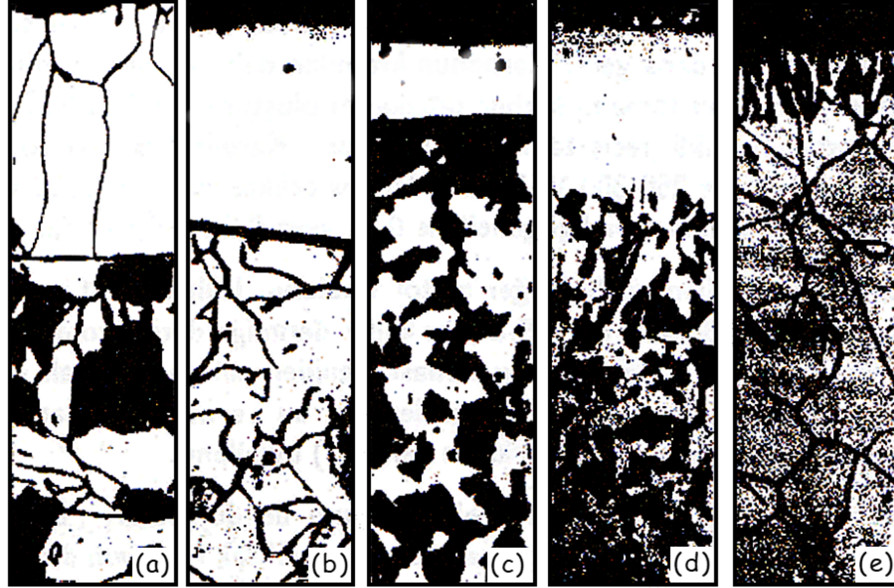
Tüm yüzeyin farklı elementler ve de silisyum ile difüzyon kaplaması için 900-1050°C sıcaklıkları arasında bileşenler toz ortamına (genellikle ferroalaşımlar[8] ve %0.5-5 NH_4Cl) içine gömülür, eğer difüzyon elementi yeterli derecede düşük ergime noktasına sahip ise (örneğin çinko veya aluminyum) parçalar ergimiş metale daldırılır veya gaz ortamda doyurma yapılabilir. Gaz metotları da yüksek sıcaklıklarda metaller ve onların demir ile yaptığı bileşiklerde klorürün etkisi sonucu oluşan buharlaşabilen metal bileşikleri ($AlCl_3$, $CrCl_2$, SiC_4 gibi) kullanılır. Demir ve klorür arasında bir değişim reaksiyonu oluşarak demir kafesine girebilen difüzyon elementinin atomik halinin oluşuyla sonuçulanır. Difüzyon kaplaması için uzunca bir süreye ihtiyaç vardır.

Aluminyum Doyurma: Bu işleme sementasyonla aluminyum kaplama (kalorileme) adı verilir ve genellikle çelik üzerine uygulanır. En geniş çapta kullanılan prosedür aluminyum toz uygulamasıdır. İşlenecek parça %25-30 toz aluminyum veya %50-75 ferro aluminyum, aluminyum oksit (%25-75) ve yaklaşık %1 amonyum klorürden oluşan karışım içinde gömülü olarak bir kutuda paketlenir. Kutular 900-1050°C de 3-12 saat bekletilir. Bazen parçanın %6-8 Fe içeren (demir parçanın aluminyum içinde çözünmesini önlemek için katılır) ergimiş aluminyum banyosuna daldırılarak aluminyum doyurma (daldırma ile aluminyumlaştırma) uygulanır. Banyo sıcaklığı 700-800°C arasında değişir ve işlem 45-90 dakika kadar sürer.

Çelik yüzeyine bir tabaka aluminyumun püskürtülmesi şeklinde metalleştirme esaslı bir işlem uygulama bulmaktadır. Bu işlemi 900-1000°C'de yapılan difüzyon tavlaması (homojenleştirme) takip eder. Tavlamadan önce parça daha sonra %48 gümüşümsü grafit, %30 kuvars kumu, %20 kil ve %2 amonyum klorürden oluşan bir pasta ile kaplanır. Alüminyum doyurmanın bir sonucu olarak çelik yüksek sıcaklıklarda (900-1050°C den fazla) tufalleşme direnci kazanır; çünkü çelik ıstıldığında yüzeyde meydana gelen yoğun Al_2O_3 filmi metali oksitlenmeye karşı korur. Aluminyumla kaplanmış yüzey birçok ortamda korozyona karşı da dirençlidir.

Aluminyumlanmış tabakanın yapısı aluminyumun α-demir içindeki bir katı çözeltisi-

[8]Ferro krom, ferro silis ve ferro aluminyum, demirin krom, silisyum ve aluminyumla olan alaşımlarıdır.



Şekil 11.6: Difüzyon tabakalarının mikroyapıları, (a) demir üstüne (α-fazı) aluminyumlanmış tabaka; (b) demirde (α-fazı) kromlanmış tabaka; (c) çelikte (%0.45 C) kromlanmış tabaka; (d) çelikte (%0.4 C) silisyum tabakası; (e) demirin borla doyurulmuş durumu (FeB ve Fe_2B) $\times 250$.

dir (Şekil 11.6a). Tabakanın yüzey kısmında aluminyum konsantrasyonu yaklaşık %30 dur. Çelikte karbon ve alaşım elementlerinin artırılması aluminyum difüzyonunu önler. Aluminyum kaplı tabakanın kalınlığı 0.2-1 mm arasında değişir. Alüminyumla doyurma işlemi sıcakta çalışan parçalara uygulanır.

Çeliğin Kromla Doyurulması: Kromlama olarak da bilinen bu işlem çelik bileşenlerin krom ile doyurulmasını içerir. Kromla kaplama, çeliklere 800°C'ye kadar gaz korozyonuna karşı yüksek direç, su, deniz suyu ve nitrik asit gibi korozif ortamlara karşı direnç sağlar. %0.3 veya %0.4 üzerinde karbon içeren çeliklerin kromlanması sertliği ve aynı zamanda aşınma direncini de artırır.

En çok uygulanan metot toz karışımına (%50 ferro krom, %49 Al_2O_3, %1 amonyum klorür) daldırılan kutu kromlamadır. $CrCl_2$ içeren bir ortamda ısıtılarak gaz kromlama ve vakumda kromlama da uygulanmaktadır. Vakum kromlama metodunda parça vakum odasına konan (vakum 10^{-2} veya 10^{-3} mmHg civarındadır) çelik veya seramik potada krom tozuyla örtülür. Yüksek sıcaklıkta krom buharlaşır ve demire difüze olur. İşlemin sıcaklığı 1000-1050°C olup bir kaç saat sürer.

Ticari demirin kromlanmasıyla elde edilen difüzyon tabakası α-demir içinde kromun katı bir çözeltisinden ibarettir (Şekil 11.6b). Karbon çeliklerinde kromlamadan elde edilen difüzyon tabakası $(Cr,Fe)_7C_3$ veya $(Cr,Fe)_{23}C_6$ gibi krom karbürlerden oluşur. %0.45 C içeren çelikte krom tabakasının yapısı Şekil 11.6c'de gösterilmektedir. Üst

tabaka $(Cr,Fe)_7C_3$'ten ibarettir; altında yüksek karbon içerikli (%0.8) bir geçiş tabakası mevcuttur. Böyle tabakalar karbonun iç tabakalardan yüzeye doğru difüze olup kromla karşılasması ile meydana gelir. Karbonun kromdan daha yüksek bir difüzyon hızı vardır. Bu yüzden karbonun tamamı karbür tabakasını oluşturulmasında kullanılmaz; bir kısmı yüksek karbon içerikli geçiş tabakası oluşturur. Karbür tabakası çok serttir. Sertlik kromlanmış demirde 250-300 VSN, kromlanmış çelikte ise 1200-1300 VSN civarındadır. Kromlanmış tabakanın derinliği genellikle 0.15 veya 0.2 mm'yi aşmaz.

Son yıllarda kullanılan bir diğer metot slabların, levhaların, tüp billetlerin vs yüksek sıcaklıkta (1400-1450°C), 1.5-8 mm kadar derinliğe derin kromlama uygulamasıdır. Kromlamadan sonra çeliğin aşırı ısıtılması, yeniden ısıtma ve sıcak işleme ile ortadan kaldırılır. Kromlama buhar güç bileşenlerinde, su ve buhar bağlantılarında, valflerde (aşınma ve korozif ortama maruz kalan yerlerde) uygulanır.

Silisyumlama: Bu işlemde çelik silisyum ile doyurulur. Böyle parçalar deniz suyuna, nitrik, sülfirik ve hidroklorik asitlere karşı yüksek korozyon direnci ve bir dereceye kadar yüksek aşınma direnci gösterirler. Silisyumlama toz karışımında (%75 ferrosilis, %20 ateşkili, %5 H_4Cl) veya gaz ortamda ($SiCl_4$) reaksiyon bölgesine klorür geçirmekle elde edilir. Çalışma sıcaklığı 950-1000°C'dir.

Silisyumlu tabaka (Şeki 11.6d) silisyumun α-demirdeki bir katı çözeltisidir. Tabakanın altında çoğunlukla bir perlit tabakası bulunur. Bu durum karbonun, silisyum ferritte düşük çözünürlüğünden dolayı difüzyon tabakasından dışarı çıkarılması ile açıklanır. Silisyumlanmış tabakanın belirgin özelliği yüksek porozitesidir. Derinliği 0.3-1 mm arasında değişir. Her ne kadar düşük sertliğe (200-300 VSN) sahip olsa da 170-200°C'de yağla doyurulmasıyla yüksek aşınma direncine sahip olur. Silisyumlama kimya endüstrisi, kağıt endüstrisi ve petrol endüstrisinde uygulanır.

Bor Doyurma: Çelik yüzeylerinin borla doyurulmasında parçalar, yüksek bir sertliğe (1800-2000 VSN), aşınma direnci ve çeşitli ortamlarda korozyon direnci kazanır. Çelik parçaları doyurmada kullanılan en sık metot bor içeren ergimiş tuzların elektrolizini içerir. Parça katot olarak ergimiş boraks banyosuna ($Na_2B_2O_7$) daldırılır. Doyurma sıcaklığı 930-950°C ve bekletme süresi 2-6 saat[9] arasıdır. İşlem ayrıca %20 toz ferro bor veya %10 bor karbür ilave edildiği ergimiş klorür tuzlarında (NaCl ve $BaCl_2$) elektrolizsiz de yapılabilir.

Gaz ortamında bor doyurma ile iyi sonuçlar elde edilir. Burada çalışma sıcaklığı 800-900°C olup (borla doyurma) işlem dioboron (B_2H_6) veya (BCl_3) bor klorürün hidrojen ile karıştırılmasıyla yapılır. Yüzeyde demir borür (FeB), altında alt borür (Fe_2B) ve α-katı çözeltisi vardır (Şekil 11.6e). Karbon ve alaşım elementleri bor tabakasının kalınlığını azaltırlar. Bu kalınlık genellikle 0.1-0.2 mm arasındadır. Borla doyurma petrol endüstrisinde ve bazı bileşenlerde abrasif aşınmaya karşı direnç sağlamak için uygulanır. Sıcak dövme kalıplarının temas yüzeylerinin borla doyurulmasıyla servis ömrü uzatılabilir. Bu işlem bütün çelik türlerine uygulanabilir.

[9]Katotta akım yoğunlğu 0.15-0.2 A/cm^2 ve gerilim ise 2-14 V arasındadır.

KAYNAKLAR

[1] M. A. Aronovich and Y. M. Lakhtin, Osnooy metallovedeniya I termicheskoi obraboiki, Metallurgizdat, 1952 (Fundamentals of Engineering Physical Metallurgy and Heat Treatment).

[2] N. V. Ageyev, Khimiya metallicheskikh splavov, U.S.S.R Acad. of Sciences, 1941 (The Chemistry of Metal Alloys).

[3] Automobilniye konstruktsionniye stuli, VNITOMASH-NAMI, Mashgiz, 195 (Structural Steels for the Automobile Industry).

[4] A. D. Assonov, Y. M. Lakhtin, and M. N. Kunyavsky, Tekhnologiya termichskoi obrabotki, Mashgit, 1952 (Heat Treating Procedures).

[5] A. A. Bochvar, Osnovy termicheskoi abrabotki splavov, Metallurgizdat, 1940 (Fundamentals of Alloy Heat Treatment).

[6] A. A. Bochvar, Metallovedeniye, Metallurgizdat, 1956 (Physical Metallurgy).

[7] M. Y. Blanter, Metodika issledovaniya metallov i obraboika opylnykh dannykh, Metallurgizdat, 1952 (Metals Research Methods and Data Processing).

[8] M. L. Bernstein, Stali i splavya diya raboty pri vysokikh temperaturakh, Melalurgizdat. 1956 (Steels and Alloys for High-Temperature Applications).

[9] S. Z. Bokstein, Strukfura i mekhanicheskiye svoistva temperturakh stali, Metallurgizdat, 1954 (Structure and Mechanical Properties of Alloyed Steels).

[10] N. F. Bolkhovitinov, Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka, Mashgiz, 1954 (Engineering Physical Metallurgy and Heat Treatment).

[11] Edgar S. Bain, Functions of the Alloying Elements in Steel, Pittsburg, Pa., U.S.A., 1939.

[12] K. P. Bunin, Zhelezouglerodistiye splavy, Mashgiz, 1949 (Iron-Carbon Alloys).

[13] K. P. Bunin and Y. N, Malinochka, Vvedeniye v metallografiyu, Metallurgizdat 1954 (An Introduction to Metallography),

[14] N. Bogachov, Metallografiya chuguna, Mashgiz, 1952 (The Metallography of Cast Iron).

[15] V. G. Vorobyov, Termicheskma obraholka stali pri temperature nizhe nulya, Oborongiz, 1954 (Sub-Zero Treatment of Steel).

[16] Voprosy fiziki metallov i metallovedeiya, U.S.S.R. Acad. of Sciences, Kiev, 1955 (Problems of Metal Physics and Engineering Physical Metallurgy).

[17] F. Houdremont, Handbuch der Sonderstahlkunde, Berlin, 1956.

[18] A. P Gulyaev, Metallovedeniye, Oborongiz, 1956 (Engineering Physical Metallurgy).

[19] A. P. Gulyaev, Termicheskaya obrabotka stali, Mashgiz, 1953 (Heat Treatment of Steel).

[20] A. P. Gulyaev, Y. M. Lakhtin, and A. I. Tarusin, Termicheskaya obrabotka stali, Mashgiz, 1946 (Heat Treatment of Steel).

[21] N. V. Geveling, Aviatsionnoye metatllovoedeniye, Part I, ONTI, 1938 (Engineering Physical Metallurgy in the Aircraft Industry).

[22] Y. A. Geller, Instrumentalniye stali, Meta!lurgizdat, 1955 (Tool Steels).

[23] A. I. Gardin, Elekronnaya mikroskopiya stali, Metaliurgizdat, 1954 (Electron Microscopy of Steel).

[24] Zaochniye kursy po metallavedeniyu i termicheskoi obrabot (VNITOMASH, Komitet Metallovedeniya i Termkheskoi Obrabotki), Mashgiz, 1949-52 (Correspondence Courses in Engineering Physical Metallurgy and Heat Treatment).

[25] V. A. Delle, Legirovannaya konstruktsionnaya stal, Metallurgizdat, 1953 (Alloyed Structural Steel).

[26] I. N. Kidin, Termicheskaya obrcibotka stai pri induktsionnom nagreve, Metallurgizdat, 1950 (Induction Heating in Steel Heat Treatment).

[27] G. A. Kashchenko, Osnoy metallooeJeniya Metal!urgizdal, 1949 (Fundamentals of Engineering Physical Metallurgy).

[28] Y. M. Lakhtin, Fizicheskiye osnovy professa azotirovaniya, Mashgiz, 1948 (Physics of the Nitriding Process).

[29] Y. M. Lakhtin, Metody poverkhnostnogo uprochntniya detalei mashin, Mashgiz. 1951 (Su1face Hardening Methods for Machine Parts).

[30] G. Masing, Lehrbuch fur Metallkunde, 1952.

[31] Metallovedeniye i teoriya metallurgicheskikh protsessov, Metallurgizdat, 1955 (Engineering Physical Metallurgy and the Theory of Metallurgical Process).

[32] Meallovedeniye i temichteskaya obrabotlro, Spravochnik, Metallurgizdat, 1956 (Engineering Physics of Metallurgy and Heat Treatment, Handbook).

[33] A. N. Minkevich, Khimiko-termicheskaya obrabotka stai, Mashgiz, 1950 (Chemical Heat Treatment of Steel).

[34] Metallovedinye i termicheskaya obrabolka, VNITOMASH, Mashgiz, 1955 (Engineering Physical Metallurgy and Heat Treatment).

[35] L. S. Moroz and S. S Sharakov, Problema prochnosti tsementouannoi stali Published by TSNII, Mintransmash, Leningrad, 1947 (Strength of Carburized Steel).

[36] Navoye o metallovedenti, VNITOMASH , Mashgiz, 1948 (New Developments in Engineering Physical Metallurgy).

[37] B. S. Natapov and N. A. Blagoveshchensky, Termicheskaya obrahotka metallov, Metallurgizdat, 1955 (Heat Treatment of Metals).

[38] G. L Pogodin-Alekseyev, Y. A. Geller and A.G. Rakhshtadt, Metallovedeniye, Oborongiz, 1956 (Engineering Physical Metallurgy).

[39] B. Problemy konstrUktsionnoi stali. Transactions of LONITOMASH, Vol. 12, Mashgiz, 1948 (Research in Structure Steels).

[40] J. Problemy metallovedeniya i fiziki metallov, issue I. Melallurgizdat, 1949 (Problems of Engineering Physical Metallurgy and Metal Physics).

[41] Problemy metallovedeniya i fiziki metallov, issuee III, Metallurgizdat, 1952 (Problems of Engineering Physical Metallurgy and Metal Physics).

[42] Problemy metallovedeniya I fiziki metallov, issue IV, Metallurgizdat, 1955 (Problems of Engineering Physical Metallurgy and Metal Physics).

[43] PPooysheniye ustalosinoi prochnosli detalei mashin poverkhnostnot obrabotkoi, Mashgiz, 1952 (Increasing the Fatigue Strength of Machine Parts by surface Treatment).

[44] W. T. Read Jr., Dislocations in Crystals, McGraw-Hill Book Co., Inc. New York, 1953.

[45] V. D. Turkin, M. V. Rumyantsev. Struktura i soolshia isotlsykh metallov, Metallurgizdat, 1947 (Structure and Properties of Nonferrow Metals).

[46] Termicheskaya obrabotka metallov URALNITOMASH, Mashgiz, 1952 (Heat Treatement of Metals).

[47] Termicheskaya obrabotka, VNITOMASH, Mashgiz, 1948 (Heat Treatment).

[48] Termicheskaya obrabotka slali, URALNITOMASH, Mashgiz, 1950 (Heat Treatment of Steel).

[49] Trudy, Instituta Fiziki Metallov, U.S.S.R. Acad. of Sciences, issue 12, 1949 (Transactions of the Institue of Metal Physics).

[50] Trudy Uralskogo Filiala AN SSSR, Issue 10 (Transactions of the Ural Branch of the U.S.S.R. Acad. of Sciences).

[51] Trudy Nauchno-Tekhnischeskogo Obshchestva Chernoi Metallurgii, Vol. III. Metallurgizdat, 1955 (Transactions of the Scientific and Engineering Society for Ferrous Metallurgy).

[52] Y. S. Umansky, A. K. Trapeinlkov, and A. I. Kilaigorodsky, Roentgenografiya, Mashgiz, 1951 (Radiography).

[53] Y. B. Fridman, Mekhanicheskiye svoistoa metallov, Obornogiz, 1951 (Mechanical Properties of Metals).

[54] Y. S. Umansky, B. N. Finkelstein, M. Y. Blanter, S. T. Kishkin, N. S. Fastov, and S.S. Gorelik, Fizicheskoye metallovedeniye, Metallurgizdat, !955 (Physical Metallurgy).

[55] Y. I. Frenkel, Vvedeniye o teoriya metallov, OGIZ, 1946 (Introduction to the Theory of Metals).

[56] M. A. Filyand and Y, I. Semyonova, Svoistva redkikh elementov, Spravochnik, Metallurgizdat, 1953 (Properties of Rare Elements, Handbook).

[57] Fazoviye prevrashcheniya o zhelezouglerodistysh splavakh, Mazhgiz, 1950 (Phase Transactions in Iron-Carbon Alloys).

[58] S.S. Steinberg, Metallovedeniye, Vol. I, Metallurgizdat, 1952 (Physical Metallurgy),

[59] S.S. Steinberg, Izbaranniye statyi, Mashgiz, 1950 (Selected Articles).

[60] A. A. Shmykov, Spravochnik termista, Mashgiz, 1952 (Heat Treatment Handbook).

[61] N. A. Shaposhnikov, Mekhanicheskiye, ispytamiya metallov, Mashgiz, 1954 (Mechanical Tests on Metals).

[62] Entsiklopedichesky spravochnik "Mashinostrotniye", Vols, 2, 3, 4, 7 and 14 (Mechanical Engineering Encyclopedia).

[63] W. Hume-Rothery, Atomic Theory for Students of Metallurgy, Institute of Metals, London, 1962.

[64] S. G. Cope. Heat Treatment of High Speed Steel, Metal Treatment and Drop Forging, I954, Nos. 100-107, incl.

İNDEKS

E

I

İ

K

L

M

N

O

Ö

T